

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

THÈSE PRÉSENTÉE À
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES
COMME EXIGENCE PARTIELLE
DU DOCTORAT EN INGÉNIERIE
OFFERT EN EXTENSION
EN VERTU D'UN PROTOCOLE D'ENTENTE
AVEC L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

PAR
MAHDI MEJRI

ÉTUDES EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DU
POLYÉTHYLÈNE HAUTE DENSITÉ RENFORCÉ AVEC DES FIBRES COURTES DE
BOULEAU

JUIN 2019

*À la mémoire de mon
Papa...*

Remerciements

Le seul moyen de se délivrer d'une tentation, c'est d'y céder paraît-il! Alors j'y cède en disant un grand Merci aux personnes et aux organismes qui ont cru en moi et qui m'ont permis d'arriver au bout de ce projet de doctorat.

Pour commencer, je voudrais remercier, en premier lieu, Dieu de m'avoir donné la patience, le courage et la santé pour pouvoir finir cette thèse. Aussi, mes profonds remerciements s'adressent à mon directeur de thèse, Lotfi Toubal, et à mes co-directeurs, Jean-Christophe Cuillière et Vincent François, pour leur encadrement et leur confiance. De plus, j'aimerais bien remercier mes superviseurs pour le financement et le milieu de travail accordés, me permettant d'amener à terme cette thèse.

En second lieu, je voudrais dire Merci aux membres de Jury d'avoir examiné ce travail et d'être déplacés à l'Université de Québec à Trois-Rivières (UQTR) malgré leurs horaires chargés. Grâce à leurs critiques constructives, mon travail a pu s'améliorer.

En troisième lieu, je remercie l'équipe du département de Génie Mécanique de l'UQTR pour l'aide apportée durant les essais expérimentaux, réalisés dans le cadre de ce projet de doctorat. Un remerciement spécial s'adresse à l'ingénieur, Jonathan St-Arnaud, et au technicien de laboratoire, Dany Lemay. Aussi, je remercie l'Institut d'Innovation en Écomatériaux, Écoproduits et Écoénergies à base de biomasse (I^2E^3), le Centre de Recherche sur les Matériaux Renouvelables (CRMR) et le centre de recherche sur les systèmes polymères et composites à haute performance (CREPEC), qui ont mis à ma disposition leurs machines et leurs personnels.

En quatrième lieu, j'aimerais remercier le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada (CRSNG) pour sa subvention, me permettant ainsi de réaliser mon projet de doctorat dans une condition financière confortable. De plus, je voudrais m'adresser à la fondation UQTR pour lui faire part de mon immense gratitude concernant la donation de nouveaux ordinateurs à l'Équipe de Recherche en Intégration CAO-CALcul (ERICCA).

Pour finir, je voudrais m'adresser à ma mère, Fathia Mejri, mes soeurs, Myriem et Marwa, ma copine, Claire Letanneur, ainsi que mes amis, Radouane ben Yahmed et Walid Kodia, afin de les remercier pour leur support moral apporté durant les cinq années de doctorat.

Résumé

Au cours des dernières décennies, les recherches scientifiques se sont focalisées sur l'étude des composites à fibres naturelles. Les travaux portés sur ce type de matériaux ont connu une croissance fulgurante vu les avantages présentés par ces composites vis-à-vis ceux à fibres synthétiques. Parmi ces avantages, il est possible de souligner leurs bas prix et leurs caractères moins nocifs envers l'environnement. Toutefois, les travaux scientifiques portant sur la durabilité (fatigue, fluage, vieillissement...) des composites à fibres naturelles restent relativement limités. Par conséquent, cette limite peut freiner l'exploitation de ces composites dans le domaine industriel en sachant que certaines pièces mécaniques sont soumises à des chargements cycliques et/ou un vieillissement hygrothermique (humidité + séchage) durant leurs fonctionnements.

Dans ce contexte, ce projet de doctorat vise à étudier la durabilité en termes de fatigue et de vieillissement hygrothermique d'un nouveau composite à fibres naturelles constitué d'une matrice de polyéthylène à haute densité et des renforts sous forme de fibres courtes de bouleau. Ce projet commence, tout d'abord, par étudier le comportement en fatigue, sous chargement de flexion, du nouveau composite ainsi que l'effet du vieillissement hygrothermique sur ce comportement. Ensuite, ce travail se penchera sur la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du composite étudié. Ceci va permettre de définir la prise de masse en humidité dans le matériau tout en prenant en compte la diffusion non-fickienne. Enfin, un modèle d'endommagement sera proposé pour traduire la baisse de la contrainte maximale de flexion durant un essai de fatigue. Ainsi, le projet de doctorat présentera une étude complète sur la durabilité en termes de fatigue et de vieillissement hygrothermique du polyéthylène haute densité renforcé avec des fibres de bouleau courtes. Grâce à cette étude, ce composite pourra être utilisé dans la fabrication des pièces mécaniques destinées à un fonctionnement en présence des chargements cycliques de flexion et de l'humidité. Parmi ces pièces mécaniques, il est possible de citer les engrenages.

Les résultats du projet de doctorat sont issus de deux parties : expérimentale et numérique. La partie expérimentale a montré que le niveau de déformation correspondant au HCFS (high Cycle Fatigue Strength) du Polyéthylène renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau est égal à 0,91%. De plus, cette partie a démontré que le vieillissement hygrothermique engendre une baisse du HCFS du matériau étudié. La cause directe de cette baisse a été investiguée et il a été prouvé que l'apparition de nouveaux mécanismes d'endommagement, après vieillissement hygrothermique, représente cette cause directe. La partie numérique du projet de doctorat a permis d'adopter un modèle de diffusion non-fickienne permettant de définir la prise de masse en humidité au sein du composite étudié. Ce modèle a donné des courbes qui suivent fidèlement celles issues des campagnes expérimentales d'immersion dans l'eau distillée. De plus, la partie numérique a servi de proposer un modèle d'endommagement qui permet de traduire l'évolution de la contrainte de flexion maximale (contrainte résiduelle) en fonction du nombre de cycles. Afin de réduire le temps de calcul et garantir une bonne qualité des résultats, la méthode de Cycle Jump a été utilisée. La comparaison entre les résultats

numériques et ceux provenant des essais expérimentaux de fatigue a permis de valider le modèle d'endommagement adopté tout en identifiant certaines limites.

Abstract

During the last decades, the scientific researches have been focused on the study of the natural-fiber-reinforced composites. The works made on this type of materials have increased because of their several advantages compared to the synthetic-fiber-reinforced composites. Among these advantages, it is possible to highlight their low costs and their friendly environment characters. However, the scientific works concerning the durability (fatigue, creep, aging. . .) of natural-fiber-reinforced composites are relatively limited. Therefore, this limit can slow down the exploitation of these composites in the industrial field knowing that certain mechanical parts can be under cyclic loading and/or hygrothermal aging (moisture + drying) during their performances.

In this context, the PhD project aims to study the durability, in term of fatigue and hygrothermal aging, of a new natural-fiber-reinforced composite made from a high-density polyethylene, as a matrix, and short birch fibers, as reinforcements. This project begins, at the first, by studying the fatigue behavior, under bending loading, of the new composite and the effect of hygrothermal aging on this behavior. Then, this work will focus on the modelling of the moisture diffusion kinetic inside the studied composite. This model will allow defining the water uptake of the material taking into account the non-fickian diffusion. Finally, a damage model will be proposed to describe the maximum bending stress decrease during a fatigue test. Thus, the PhD project will present a full study on the durability, in term of fatigue and hygrothermal aging, of the short-birch-fiber-reinforced high-density polyethylene. Thanks to this study, this composite can be used in the manufacturing of mechanical parts for performances with cyclic bending loading and moisture. Among these parts, it is possible to mention the gears.

Results found in the PhD project come from experimental and numerical parts. The first part has shown that the strain level corresponding to the high Cycle Fatigue Strength (HCFS) of the high-density polyethylene/40% of short birch fibers is equal to 0.91%. Moreover, this part has presented that the hygrothermal aging causes the decrease of the HCFS of the studied material. The direct cause of this drop has been investigated and it was proved that the creation of new damage mechanisms, after hygrothermal aging, represents this direct cause. The numerical part of the project has allowed adopting a non-fickian diffusion model to define the water uptake inside the studied composite. Curves found with this model have a well fitting with those from the experimental campaigns of immersion in distilled water. Furthermore, the numerical part has presented a damage model defining the evolution of the maximum bending stress (residual strength) according to the number of cycles. To reduce the calculation time and to guarantee the good quality of the results, the Cycle Jump method has been used. The comparison made between the numerical results and those from the experimental fatigue tests has allowed to validate the damage model and to identify certain limits.

Table des matières

Remerciements	ii
Résumé	iv
Table des matières	vii
Table des figures	xi
Liste des tableaux	xvii
Liste des symboles	xix
1 Introduction générale	22
1.1 Introduction	22
1.2 Mise en contexte	23
1.3 Problématiques	27
1.4 Objectifs	28
1.5 Relation entre les chapitres suivants	29
2 Revue bibliographique	30
2.1 Introduction	30
Partie 1 : Composites à fibres naturelles courtes	30
2.2 Définition	30
2.3 Fibres naturelles	30
2.3.1 Fibres de plantes	31
2.3.2 Fibres de bois	31
2.4 Matrices en polymère	33
2.4.1 Les thermoplastiques	33
2.4.2 Les thermodurcissables	34
2.5 Techniques de fabrication des composites thermoplastique/fibres courtes	34
2.5.1 L'extrusion	34
2.5.2 La compression	35
2.5.3 L'injection	35
2.6 Les thermoplastiques/fibres de bois courtes	36
2.6.1 Caractérisation des thermoplastiques/fibres de bois courtes . . .	39

2.6.2	Durabilité des thermoplastiques/fibres de bois courtes	40
2.6.3	Limites de la littérature	40
Partie 2	: Endommagement par fatigue des composites	41
2.7	Introduction à la fatigue des matériaux	41
2.7.1	Définition de la fatigue	41
2.7.2	Types de chargements	41
2.7.3	Paramètres de la fatigue des matériaux	42
2.7.4	Courbe de Wöhler	43
2.8	Endommagement par fatigue des matériaux composites à fibres courtes	44
2.8.1	Définition de l'endommagement	44
2.8.2	Mécanismes d'endommagement des composites à fibres courtes et techniques de détection	45
2.8.3	Différentes approches pour la modélisation de l'endommagement par fatigue	46
2.8.4	Modélisation de l'endommagement par fatigue des composites à fibres courtes	48
2.8.5	Implémentation des modèles d'endommagement par fatigue dans des codes de calcul éléments finis	54
2.8.6	Méthode de Cycle Jump	56
Partie 3	: Vieillissement hygrothermique des composites à fibres naturelles courtes	59
2.9	Phénomène de diffusion d'humidité	59
2.10	Influence de la température de l'eau d'immersion sur la prise de masse en humidité	62
2.11	Influence du taux de fibres naturelles sur la prise de masse en l'humidité	63
2.12	Influence de l'humidité sur le comportement mécanique du composite à fibres naturelles	64
2.12.1	Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction .	64
2.12.2	Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en résistance à l'impact	66
2.12.3	Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en flexion .	68
2.13	Autres modèles de diffusion d'humidité proposés par la littérature . . .	68
2.13.1	Modèle de Langmuir	69
2.13.2	Modèle basé sur la relaxation du matériau	69
2.13.3	Modèle à coefficient de diffusion dépendant du temps	70
2.14	Conclusion	71
3	Caractérisation, durabilité et endommagement par fatigue	73
3.1	Introduction	73
Partie 1	: Matériaux et méthodologie	73
3.2	Matériaux utilisés	73
3.3	Fabrication et validation des échantillons	74

3.4	Méthodologie de travail	77
3.4.1	Vieillissement hygrothermique	78
3.4.2	Essais quasi-statiques en traction	79
3.4.3	Essais quasi-statiques en flexion	80
3.4.4	Essais de fatigue en flexion	81
3.4.5	Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et analyse thermogravimétrique	83
3.4.6	Microscope électronique à balayage	84
Partie 2 : Caractérisation, durabilité et endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau		84
3.5	Essais quasi-statiques en traction	84
3.6	Essais quasi-statiques en flexion	89
3.7	Comparaison en quasi-statique avec des résultats issus de la littérature	91
3.8	Essais de fatigue en flexion	92
3.8.1	Durabilité du matériau	92
3.8.2	Étude statistique de Weibull	94
3.8.3	Mesure d'auto-échauffement	97
3.8.4	Endommagement par fatigue	97
3.9	Comparaison en fatigue avec des résultats issus de la littérature	102
Partie 3 : Effet du vieillissement hygrothermique sur les propriétés quasi-statiques et de fatigue du PEHD renforcé avec 40 %wt de fibres courtes de bouleau		104
3.10	Vieillissement hygrothermique	105
3.11	Essais quasi-statiques en flexion	108
3.12	Essais de fatigue en flexion	110
3.12.1	Durabilité du matériau et analyse statistique de Weibull	110
3.12.2	Endommagement par fatigue	112
Partie 4 : Causes directes de la chute du HCFS du PEHD/40%wt de fibres de bouleau courtes après vieillissement hygrothermique		115
3.13	Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et analyse thermogravimétrique	116
3.13.1	Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier	116
3.13.2	Analyse thermogravimétrique	117
3.14	Observations microscopiques	118
3.15	Conclusion	121
4	Modélisation numérique	123
4.1	Introduction	123
Partie 1 : Méthodologie de travail		123
4.2	Environnement MTU	123
4.3	Modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité	125
4.3.1	Objectif	125

4.3.2	Analogie entre diffusion thermique et massique	125
4.3.3	Modèle géométrique, conditions aux limites et maillage	126
4.3.4	Modélisation par la méthode des éléments finis	128
4.4	Modélisation de l'endommagement par fatigue	139
4.4.1	Objectif	139
4.4.2	Modèle géométrique, conditions aux limites et maillage	140
4.4.3	Modélisation par la méthode des éléments finis	142
Partie 2 : Résultats de la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité		157
4.5	Modèle de diffusion adopté	157
4.5.1	Distribution de la concentration en humidité	158
4.5.2	Prise de masse en humidité	159
4.5.3	Validation du modèle de diffusion	161
4.5.4	Coefficients du modèle adopté	165
Partie 3 : Résultats de la modélisation de l'endommagement par fatigue		166
4.6	Modèle d'endommagement adopté	166
4.7	Évolution de la contrainte résiduelle	168
4.8	Validation et limite du modèle adopté	171
4.9	Conclusion	174
5	Conclusions générales et perspectives	175
5.1	Conclusions générales	175
5.2	Perspectives	177
A	Identification des paramètres	190
A.1	Modèle de Nouri et al	190
A.1.1	Identification des paramètres longitudinaux et transversaux	190
A.1.2	Identification des paramètres de cisaillement	190
A.2	Identification du coefficient de réduction de rigidité dans le modèle de Ba Nghiep et al	191
B	Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction des composites à fibres naturelles courtes	192
C	Résultats expérimentaux	195
C.1	Propriétés mécaniques en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau déterminées à 5 mm/min et 10 mm/min	195
C.2	Endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau sain	196
C.3	Endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli	199
C.4	Évolution de la macro-fissure et de la contrainte résiduelle	202
D	Modélisation numérique	205

Table des figures

Figure 1.1 - Évolution de la production des polymères entre 1950 et 2012 [10] ..	23
Figure 1.2 - Diagramme à bulles pour le module d'Young et la densité de certains matériaux [12]	24
Figure 1.3 - Triangle des thermoplastiques par structure, performance et prix [13]	25
Figure 1.4 - Énergie intrinsèque consommée par unité de masse produite [12] ...	26
Figure 1.5 - Pourcentage de la quantité recyclée de matériau par rapport à la consommation courante [12]	26
Figure 1.6 - Chargements appliqués dans la zone de contact entre deux dentures	28
Figure 2.1 - Différentes couches constitutives d'un tronc d'arbre [37]	32
Figure 2.2 - Structure des fibres de bois [37] (observations multi échelles)	32
Figure 2.3 - Schéma d'une extrudeuse monovis [40]	35
Figure 2.4 - Classification des composites polymère/bois [39]	36
Figure 2.5 - Différents types de chargement cyclique pouvant être appliqués dans un essai mécanique de fatigue [64]	42
Figure 2.6 - Représentation schématique de la courbe de Wöhler définissant les domaines de fatigue [68]	43
Figure 2.7 - Évolution de la rigidité, normalisée par rapport à la rigidité initiale, en fonction du nombre de cycles normalisé par rapport à la durée de vie [69] ...	45
Figure 2.8 - Mécanismes d'endommagement des composites à fibres courtes [75] : (A) rupture de la fibre, (B) extraction ou arrachement de fibre, (C) décohésion fibre/matrice, (D) déformation plastique et fissuration de la matrice	46
Figure 2.9 - Schéma de la procédure de détermination de la rigidité d'un composite à fibres courtes ayant des microfissures orientées d'une façon aléatoire dans la matrice [88]	53
Figure 2.10 - Schéma explicatif de la méthode en boucle utilisée pour le calcul d'endommagement [81]	55
Figure 2.11 - Illustration du principe de "Cycle Jump" [91,92]	56
Figure 2.12 - Distribution de la fréquence relative de NJUMP1 [91]	58
Figure 2.13 - Distribution de la fréquence relative cumulative de NJUMP1 [91] .	58
Figure 2.14 - Prise de masse du composite Polyester/fibres de chanvre en fonction du temps d'exposition à l'humidité [93]	60
Figure 2.15 - Courbe de prise de masse en humidité présentant une diffusion fickienne [100]	62

Figure 2.16 - Prise de masse en humidité en fonction de la racine carrée du temps, à différentes températures [94,102]	63
Figure 2.17 - Effet de l'humidité sur le comportement en traction du PP/fibres de sisal [103]	65
Figure 2.18 - Effet de l'humidité sur la résistance à l'impact	67
Figure 2.19 - Influence de l'humidité et du taux de fibres sur le comportement en flexion du composite polyester/fibres de chanvre [105]	68
Figure 2.20 - Différence entre la diffusion fickienne et celle basée sur la relaxation du matériau [98,99]	70
Figure 3.1 - Machines utilisées pour la fabrication des échantillons [110] : a) Machine de mélange; b) Les rouleaux de la machine de mélange; c) Machine de moulage ou thermo-presse; d) Échantillons de flexion	75
Figure 3.2 - Tomographie à rayon X sur un échantillon de flexion : a) Modèle CAO d'un échantillon de flexion; b) Deux scans dans le plan (y,z); c) Deux scans dans le plan (x,y); d) Deux scans dans le plan (x,z) [112]	77
Figure 3.3 - Organigramme explicatif de la méthodologie adoptée	78
Figure 3.4 - Vieillessement hygrothermique des échantillons de flexion [112] : a) Mise en place des échantillons dans le bain thermique; b) Mise en place des échantillons dans la chambre environnementale	79
Figure 3.5 - Dispositif pour essais quasi-statiques de traction : a) Machine INSTRON avec caméra CCD; b) Zoom sur un échantillon de traction avec un extensomètre	80
Figure 3.6 - Dispositifs pour essais en flexion 3 points [110] : a) Machine quasi-statique INSTRON; b) Machine de fatigue MTS avec caméra CCD; c) Zoom sur un échantillon de flexion avec des capteurs d'émission acoustique	81
Figure 3.7 - Multimètre et thermocouple (Type K) utilisés dans la mesure de l'auto-échauffement [110]	83
Figure 3.8 - Appareils de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et d'analyse thermogravimétrique	84
Figure 3.9 - Résultats de traction obtenus à 1mm/min avec des échantillons en PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau : a) Résultats issus des essais monotones; b) Résultats issus des essais de charge-décharge	86
Figure 3.10 - Mesures par caméra CCD : a) Éprouvette soumise à une charge égale à 1175 N; b) Cartographie des déplacements et des déformations dans le plan XY, pour une charge de 1175 N	87
Figure 3.11 - Résultats issus du dispositif de caméra CCD	88
Figure 3.12 - Courbes de contrainte-déformation pour les vitesses 5 mm/min et 10 mm/min, superposées avec celles obtenues à 1mm/min	89
Figure 3.13 - Courbes de flexion en contrainte-déformation pour le PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau [110]	90
Figure 3.14 - Propriétés mécaniques en quasi-statique du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau et de quelques polymères (Nylon6/66, Nylon11, PEHD et PP) : a) Module d'Young; b) Module d'élasticité en flexion; c) Résistance à la flexion [110]	92

Figure 3.15 - Durée de vie du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau : a) Durée de vie pour chaque niveau de déplacement appliqué et pour les fréquences 10 Hz et 15 Hz ; b) Courbes ε -N pour 10 Hz et 15 Hz [110].....	93
Figure 3.16 - Évolution du nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture en fonction du niveau de déformation et de la fréquence de sollicitation [110].....	95
Figure 3.17 - Probabilité cumulative de rupture de Weibull comparée aux résultats expérimentaux : a) 10 Hz de fréquence et 1,30% de niveau de déformation ; b) 10 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation ; c) 15 Hz de fréquence et 1,30% de niveau de déformation ; d) 15 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation [110]	96
Figure 3.18 - Évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles : a) 10 Hz de fréquence et 0,91% de niveau de déformation ; b) 10 Hz de fréquence et 1,17% de niveau de déformation ; c) 15 Hz de fréquence et 0,91% de niveau de déformation ; d) 15 Hz de fréquence et 1,17% de niveau de déformation [110]	99
Figure 3.19 - Influence de la fréquence et du niveau de déformation sur la contrainte de la phase de réduction graduelle [110]	100
Figure 3.20 - Énergie acoustique normalisée, longueur de macro-fissure normalisée et contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles : a) 10 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation ; b) 15 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation [110]	102
Figure 3.21 - Propriétés en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, du polyéthylène de masse molaire très élevée et du Nylon 66 : a) Courbes de Wöhler ou courbes S-N ; b) Courbes d'évolution de la contrainte résiduelle [110]	104
Figure 3.22 - a) Prise de masse en humidité des échantillons immergés dans l'eau distillée à 60 ° C, en fonction de la racine carrée du temps d'immersion (en heure) ; b) Module d'Young des échantillons immergés dans l'eau distillée en fonction de la racine carrée du temps d'immersion (en heure) [112]	107
Figure 3.23 - Prises de masse moyennes en fonction de la racine carrée du temps (en jour), obtenues à différentes températures d'immersion	108
Figure 3.24 - Courbes contrainte-déformation des échantillons vieillis et humides superposées avec celles obtenues avec des échantillons sains [112]	109
Figure 3.25 - Durabilité en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli et sain, à une fréquence de 10 Hz : a) Courbes ε -N ; b) Évolutions de la vie caractéristique en fonction du niveau de déformation appliqué [112]	112
Figure 3.26 - Évolutions de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles, obtenues avec le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli : a) 1,17% de niveau de déformation ; b) 0,78% de niveau de déformation [112].....	114
Figure 3.27 - Évolutions de la contrainte résiduelle (phase de réduction graduelle) en fonction du niveau de déformation, obtenues avec des échantillons sains et vieillis [112]	115
Figure 3.28 - Spectres infrarouges issus des essais IRTF sur des échantillons sains et vieillis [112]	116

Figure 3.29 - Courbes issues des analyses thermogravimétriques sur des échantillons sains et vieillis : a) Courbes ATG ; b) Courbes DTG [112]	118
Figure 3.30 - Images MEB du faciès de rupture par fatigue d'un échantillon de flexion sain : a) Image prise au milieu du faciès de rupture ; b) Image du faciès de rupture proche de la surface extérieure de l'échantillon de flexion [112]	120
Figure 3.31 - Images MEB du faciès de rupture par fatigue d'un échantillon de flexion vieilli : a) Image prise au milieu du faciès de rupture ; b) Image du faciès de rupture proche de la surface extérieure de l'échantillon de flexion [112]	121
Figure 4.1 - Architecture générale du Modèle de Topologie Unifié (MTU) [128]	124
Figure 4.2 - Modèle géométrique et conditions aux limites réelles représentant le contact de l'eau distillée avec toutes les faces d'un échantillon de flexion [100] .	127
Figure 4.3 - Illustration du modèle géométrique (1 huitième d'un échantillon de flexion), des conditions aux limites et du maillage adoptés.....	128
Figure 4.4 - Schéma explicatif de la procédure de modélisation adoptée pour la cinétique de diffusion	129
Figure 4.5 - Organigramme explicatif de la fonction de génération automatique des fichiers CODE_ASTER.....	133
Figure 4.6 - Organigramme explicatif du fichier de commande CODE_ASTER, généré automatiquement pour le calcul thermique/diffusion massique non-linéaire itératif.....	135
Figure 4.7 - Organigramme explicatif de la fonction de calcul de prise de masse	137
Figure 4.8 - Élément de référence pour un élément hexaédrique réel [132].....	139
Figure 4.9 - Modèle géométrique et maillage avec lignes de séparation pour l'application des conditions aux limites et du déplacement	142
Figure 4.10 - Schéma explicatif de la procédure de modélisation adoptée pour l'endommagement par fatigue.....	143
Figure 4.11 - Organigramme explicatif de la fonction principale permettant la simulation d'un essai de fatigue en utilisant la méthode de «Cycle Jump»	147
Figure 4.12 - Organigramme explicatif de la fonction de génération automatique des fichiers CODE_ASTER.....	150
Figure 4.13 - Organigramme explicatif du fichier de commande CODE_ASTER, généré automatiquement pour le calcul élastique non linéaire.....	151
Figure 4.14 - Organigramme explicatif de la fonction permettant la détermination du nombre de cycles à ne pas prendre en considération «NJUMP» et l'évaluation de l'endommagement «d» à N+NJUMP cycles.....	156
Figure 4.15 - Résultats du calcul éléments finis, obtenus avec le modèle de diffusion adopté et les conditions traduisant une température d'immersion de 60 ° C : a) Modèle géométrique et maillage utilisés ; b) Distribution de la concentration, observée à différents pas de calcul sur la face du plan YZ.....	159
Figure 4.16 - Résultats de prise de masse trouvés à différentes itérations d'optimisation à partir du modèle adopté.....	161
Figure 4.17 - Évolutions expérimentales et numériques de la prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion, déterminées à différentes températures	162

Figure 4.18 - Évolution d'Arrhenius présentant le logarithme de D_{0corr} en fonction de l'inverse de $T_{immersion}$	164
Figure 4.19 - Distribution de la contrainte de flexion sur la face inférieure du modèle géométrique, à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm (résultats obtenus à la dernière itération de la procédure de modélisation) : a) Pour $N = 1$; b) Pour $N = 5063477$	169
Figure 4.20 - Résultats expérimentaux et celui numérique de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles, obtenus à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm	170
Figure 4.21 - Courbe moyenne initiale de traction (pour les sept zones) superposée avec celles qui caractérisent chaque zone à $N = 5063477$ et qui sont obtenues à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm	171
Figure 4.22 - Superposition des évolutions numériques et expérimentales de la contrainte résiduelle, trouvées avec différents niveaux de déplacement imposés (0,6 mm ; 0,8 mm ; 1,4 mm)	173
Figure A.1 - Échantillon de Meuwissen utilisé pour les essais d'identification [82]	191
Figure B.1 - Effet de l'humidité sur le comportement quasi-statique en traction du polylactide/fibres de jute [104]	192
Figure B.2 - Effet de l'humidité et du taux de fibres sur le comportement quasi-statique en traction du polyester/fibres de chanvre [105]	193
Figure B.3 - Effet de l'humidité et de la température d'immersion sur le comportement quasi-statique en traction du polypropylène/fibres de chanvre [100]	194
Figure C.1 - Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation élevés (Zone I et Zone II)	196
Figure C.2 - Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation bas (Zone III)	197
Figure C.3 - Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz et à des niveaux de déformation élevés (Zone I et Zone II)	198
Figure C.4 - Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz et à des niveaux de déformation bas (Zone III)	199
Figure C.5 - Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation élevés	200
Figure C.6 - Évolution de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à un niveau de déformation égal à 0,91%	201
Figure C.7 - Évolutions de la longueur normalisée de macro-fissure superposées avec celles de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz	202
Figure C.8 - Évolution de la longueur normalisée de macro-fissure superposée avec celle de la contrainte résiduelle à une fréquence de 10 Hz et un niveau de déplacement de 2 mm	203

Figure C.9 - Évolutions de la longueur normalisée de macro-fissure superposées avec celles de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz.....	204
Figure D.1 - Interface développée en FORTRAN 77 pour la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.....	207
Figure D.2 - Fichier «.dat» utilisé pour la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau	208
Figure D.3 - Exécutable de construction de la géométrie virtuelle, du maillage et des conditions aux limites.....	209
Figure D.4 - Exécutable de calcul éléments finis en diffusion massique.....	210
Figure D.5 - Fichier .export nécessaire pour le fonctionnement de CODE_ASTER	210
Figure D.6 - Exécutable de construction du modèle géométrique, du maillage et des conditions aux limites.....	211
Figure D.7 - Interface développée en FORTRAN 77 pour la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau	212
Figure D.8 - Exécutable de calcul éléments finis en élasticité non linéaire.....	213
Figure D.9 - Fichier définissant les différents paramètres nécessaires pour la simulation d'un essai de fatigue en flexion 3 points.....	213

Liste des tableaux

Table 1.1 - Comparaison entre les propriétés mécaniques de certains polyamides (Nylons) [21, 24–34], du polyéthylène haute densité (PEHD) [21, 22] et du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres de bouleau courtes [22]	27
Table 2.1 - Caractéristiques géométriques et mécaniques des fibres de plantes les plus connues [36]	31
Table 2.2 - Fractions massiques de la cellulose, hémicellulose et lignine suivant le type d'arbre [38]	32
Table 2.3 - Propriétés mécaniques et thermiques de quelques thermoplastiques [39]	33
Table 2.4 - Propriétés mécaniques de quelques thermodurcissables [39]	34
Table 2.5 - Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée	36
Table 2.5 - Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée	37
Table 2.5 - Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée	38
Table 2.5 - Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée	39
Table 2.6 - Composition des échantillons en PP/fibres de sisal utilisés par Chow et al [103]	65
Table 3.1 - Propriétés géométriques et mécaniques des fibres de bouleau et du PEHD	74
Table 3.2 - Dimensions géométriques des moules utilisés dans le processus de fabrication	75
Table 3.3 - Propriétés mécaniques en traction du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau	87
Table 3.4 - Propriétés mécaniques moyennes en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, déterminées à des vitesses d'essai égales à 1 mm/min, 5 mm/min et 10 mm/min	89

Table 3.5 - Propriétés mécaniques en flexion du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau [110]	91
Table 3.6 - Paramètres de la distribution de Weibull à différents niveaux de déformation et à deux fréquences de sollicitation (10 Hz et 15 Hz) [110]	96
Table 3.7 - Coefficient de diffusion initial moyen et prise de masse moyenne à la saturation, mesurés à différentes températures d'immersion.....	107
Table 3.8 - Propriétés mécaniques en flexion du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli comparées à celles obtenues avec des échantillons sains (Table 3.5) [112]	110
Table 4.1 - Analogie entre les paramètres de diffusion thermique et ceux de diffusion massique.....	126
Table 4.2 - Paramètres récupérés dans la fonction principale, nécessaires pour la simulation de fatigue.....	146
Table 4.3 - Paramètres récupérés dans la fonction de la méthode de Cycle Jump, nécessaires pour la simulation de fatigue	155
Table 4.4 - Concentration moyenne à la saturation, dimensions moyennes du modèle géométrique et masse initiale moyenne, déterminées à différentes températures d'immersion	158
Table 4.5 - Détermination du coefficient de diffusion initial corrigé « D_{0corr} » à partir du coefficient de diffusion initial « D_0 » et du coefficient d'optimisation « A_1 »	164
Table 4.6 - Valeurs des coefficients du modèle de diffusion et celles de l'itération d'optimisation finale obtenues pour chacune des températures d'immersion utilisées.....	165
Table 4.7 - Niveaux de déplacement imposés ainsi que les dimensions des modèles géométriques utilisés dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue.....	166
Table 4.8 - Valeurs des coefficients du modèle d'endommagement et celles du nombre des itérations d'optimisation, obtenues pour chacun des niveaux de déplacement imposés.....	173
Table C.1 - Propriétés mécaniques en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, déterminées à des vitesses d'essai égales à 5 mm/min et 10 mm/min	195
Table D.1 - Fonctions d'interpolation et dérivées pour un élément hexaédrique linéaire de référence [132]	205
Table D.2 - Table d'intégration sur l'hexaèdre de référence [132]	206

Liste des symboles

α	Diffusivité thermique
δ	Niveau de déplacement appliqué
Δd	Augmentation autorisée de la variable d'endommagement au niveau des points de Gauss
$\frac{d(d)}{dN}$	Taux de croissance de la variable d'endommagement à chaque point de Gauss
ν	Coefficient de Poisson
Φ	Flux massique normal
ρ	Masse volumique
σ_a	Amplitude de la contrainte en fatigue
σ_D	Limite de fatigue
σ_m	Contrainte moyenne en fatigue
σ_f	Contrainte maximale au centre de la face inférieure de l'échantillon de flexion, aussi appelée contrainte résiduelle
σ_{max}	Contrainte maximale en traction ou en flexion exprimée en MPa
ε	Déformation maximale au milieu de la surface inférieure de l'échantillon de flexion
ε -N	Courbe «Strain-Number of cycles to failure»
ε_{max}	Déformation maximale en traction ou en flexion exprimée en %
ε_{xx}	Déformation selon l'axe X (appelée, dans notre cas, déformation transversale)
ε_{yy}	Déformation selon l'axe Y (appelée, dans notre cas, déformation longitudinale)
A_1, A_2, A_3	Coefficients d'optimisation
C_p	Chaleur spécifique
C_{sat}	Concentration en humidité à la saturation
D_{0corr}	Coefficient de diffusion initial corrigé moyennant un coefficient d'optimisation
D_0	Coefficient de diffusion initial

d_{emax}	Endommagement par élément maximal
d_{emin}	Endommagement par élément minimal
d_e	Endommagement par élément de maillage
$d_{N+NJUMP1}$	Variable d'endommagement à N+NJUMP1 cycles
d_N	Variable d'endommagement à N cycles
D_x, D_y, D_z	Coefficients de diffusion dans les trois directions
d_{zone}	Variable d'endommagement définie par zone
E_f	Module d'élasticité en flexion exprimé en GPa
f_f	Fréquence de résonance en impulsion acoustique
F_r	Fréquence relative de la méthode Cycle Jump
I^2E^3	Institut d'Innovation en Écomatériaux, Écoproduits et Écoénergies à base de biomasse
m_0	Masse initiale d'un échantillon de flexion
M_{sat}	Prise de masse en humidité, mesurée à la saturation
M_t	Prise de masse en humidité à l'instant t
m_t	Masse d'un échantillon de flexion à l'instant t
m_w	Module ou coefficient de Weibull
N_R	Nombre de cycles à la rupture
N_0	Nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture ou vie caractéristique
n_i	Nombre de moles du constituant
N_{max}	Nombre de cycles maximal fixé pour un essai de fatigue
$N_{NJUMP1-total}$	Nombre de NJUMP1 total
$N_{NJUMP1/classe}$	Nombre de NJUMP1 par classe
n_{Tot}	Nombre total de moles
P_p	Pression partielle de la vapeur d'eau contenue dans l'air
P_R	Probabilité de rupture à N cycles ou moins
P_s	Pression partielle de la vapeur saturante
P_{Tot}	Pression totale
R_d	Rapport de déplacement en fatigue
$T_{5\%}$	Température coïncidant avec 5% de perte de masse

T_f	Température de fusion du thermoplastique
T_g	Température de transition vitreuse
$T_{immersion}$	Température du bain thermique, appelée aussi température d'immersion
T_{pic}	Température au pic de la courbe obtenue par DTG
u_{xx}	Déplacement selon l'axe X (appelé, dans notre cas, déplacement transversal)
u_{yy}	Déplacement selon l'axe Y (appelé, dans notre cas, déplacement longitudinal)
W_d	Énergie de déformation élastique pour un matériau endommagé
W_e	Énergie de déformation élastique pour un matériau non endommagé
x_i	Fraction molaire du constituant
ATG	Analyse thermogravimétrique
b	Largeur d'un échantillon de flexion
C	Concentration locale en humidité
CAO	Conception Assistée par Ordinateur
CCD	«Charge-Coupled Device»
CREPEC	Centre de recherche sur les systèmes polymères et composites à haute performance
CRMR	Centre de Recherche sur les Matériaux Renouvelables
D	Coefficient de diffusion pour un matériau isotrope et homogène
d	Variable d'endommagement pour un matériau soumis à des chargements cycliques
DTG	Dérivée de la courbe obtenue par analyse thermogravimétrique
E	Module d'Young exprimé en GPa
EA/AE	Émission acoustique/«Acoustic emission»
EPDM	Éthylène-propylène-diène monomère
ERICCA	Équipe de Recherche en Intégration CAO-CAlcul
f	Fréquence de sollicitation
G	Module de cisaillement
h	Épaisseur d'un échantillon de flexion
HCFS	«High Cycles Fatigue Strength» caractérisant la limite d'endurance pour les composites
HDT	Paramètre de temps en émission acoustique, signifiant «Hit Definition Time» ou temps de définition d'une salve

HLT	Paramètre de temps en émission acoustique, signifiant «Hit Lockout Time» ou temps d’aveuglement après une salve
IRTF	Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier
k	Conductivité thermique
L	Distance entre les deux supports du dispositif de flexion 3 points
l	Longueur d’un échantillon de flexion
L(A)	Fonctionnelle minimisée par le logiciel d’optimisation SiDoLo
m	Masse d’un échantillon de flexion
MAH-PP ou MAH-g-PP	«Polypropylene grafted maleic anhydride» appelé aussi Anhydride maléique greffé de polypropylène
MEB	Microscope électronique à balayage
MR	Rang médian de Bernard
MTU	Modèle de Topologie Unifié
NJUMP	Nombre de cycles global, à ne pas prendre en considération
NJUMP1	Nombre de cycles local (donné à chaque point de Gauss), à ne pas prendre en considération pendant une simulation d’un essai de fatigue
P	Force maximale appliquée
PA	Polyamide, appelé aussi Nylon
PDT	Paramètre de temps en émission acoustique, signifiant «Peak Definition Time» ou temps de définition de l’amplitude extrême d’une salve
PE	Polyéthylène
PEHD	Polyéthylène haute densité
PEMA	Polyéthylène maléate
PEMRG	PlasticsEurope Market Research Group
PENHD	Polyéthylène naturel haute densité
PF	Phénol Formaldéhyde
PMMA	Polyméthacrylate de méthyle à l’état amorphe
PP	Polypropylène
PS	Polystyrène à l’état amorphe
PTM	Procédé thermomécanique de production de fibres de bois
PVC	Polychlorure de vinyle amorphe
R	Rapport de charge en fatigue

RH/HR	«Relative humidity»/humidité relative
S-N	Courbe «Stress-Number of cycles to failure» appelée aussi courbe de Wöhler
SBF	«Short Birch Fibers» ou fibres de bouleau courtes
t	Temps d'immersion ou temps de diffusion de l'humidité dans le matériau
UF	Urée Formaldéhyde
UHMWPE	«Ultra High Molecular Weight Polyethylene» ou polyéthylène de masse molaire très élevée
UMAT	«User MATerial» : Interface servant à intégrer une loi de comportement externe dans le code de calcul Abaqus
UV	Ultra-Violet
V	Volume d'un échantillon de flexion
Vf	Fraction volumique
wt	Fraction massique

Chapitre 1

Introduction générale

1.1 Introduction

L'utilisation croissante des composites à fibres synthétiques, dans l'industrie, est liée à leurs nombreux avantages. Leurs propriétés mécaniques en quasi-statique, en résistance aux chocs et en fatigue ainsi que leur faible densité sont des caractéristiques recherchées dans plusieurs domaines comme celui de l'automobile et de l'aéronautique. À titre d'exemples, citons des pièces tels que la planche de bord, la face avant technique, les panneaux de portes et le fuselage des avions commerciaux qui sont, de nos jours, fabriqués en composites à fibres synthétiques. Ce type de composite est utilisé pour répondre aux exigences d'allègement des moyens de transport, tout en améliorant la tenue en service des structures et en réduisant la consommation en carburant.

Cependant, les composites à fibres synthétiques, issus de matières non-renouvelables, présentent des inconvénients liés à la protection de l'environnement. La mise en œuvre de ces matériaux nécessite une importante quantité d'énergie qui donne naissance, généralement, à des sous-produits nocifs. Pour répondre aux exigeantes normes relatives au respect de l'environnement, de nouveaux matériaux à fibres naturelles ont émergé, diversifiant ainsi le marché des composites. Les chercheurs se sont intéressés aux composites à fibres naturelles en raison de leurs différents avantages par rapport à ceux en fibres synthétiques. Parmi ces avantages, il est possible de citer la faible densité, des propriétés mécaniques pertinentes [1–4] et des structures chimiques moins nocives envers l'environnement. Les fibres naturelles peuvent avoir trois origines : végétale, minérale ou animale. Les fibres végétales sont les plus utilisées dans le domaine de la recherche scientifique et elles peuvent se classer selon deux catégories : fibres de plantes ou fibres de bois. Ces fibres contiennent principalement trois constituants qui sont la lignine, la cellulose et la hémicellulose [5–7]. La cellulose est le constituant qui donne aux fibres végétales leurs excellentes propriétés mécaniques. De plus, celle-ci confère aux fibres végétales, ainsi qu'aux matériaux composites, le caractère hydrophile auquel cette étude va porter attention. Concernant la lignine, elle est considérée comme un polymère hydrophobe qui joue le rôle de liant entre les différents constituants.

Malgré l'intérêt des chercheurs envers les composites à fibres naturelles, leur uti-

lisation reste très limitée due à la méconnaissance de leurs propriétés mécaniques à long terme et de l'effet du vieillissement hygrothermique sur leurs comportements mécaniques et surtout sur leur tenue en fatigue. En présence d'humidité, les fibres naturelles gonflent. Ce gonflement engendre généralement des micro-fissures au sein de la matrice polymère suivies par une réduction de la cohésion au niveau de l'interface matrice/fibres naturelles [8,9]. Cette succession d'événements engendre la détérioration des propriétés mécaniques, en quasi-statique et en fatigue, du composite à fibres naturelles. L'utilisation de ce type de composite dans la fabrication des pièces mécaniques doit nécessairement passer par la connaissance de son milieu de fonctionnement. Dans le cas où la pièce est sollicitée en présence de l'humidité (ce qui est généralement le cas), une étude approfondie sur l'effet de l'humidité sur les propriétés mécaniques (quasi-statique et fatigue) du composite utilisé est nécessaire.

1.2 Mise en contexte

Le groupe "PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG)" et la filiale "Consulting marketing & industrieberatung GMBH", du groupe allemand "Psyma Group", ont réalisé une étude sur l'évolution de la production mondiale et européenne des matériaux polymères entre 1950 et 2012 (Figure 1.1). La Figure 1.1 montre que la production mondiale (ainsi que la production européenne) n'a pas cessé d'augmenter depuis 1950. En effet, la quantité produite de matières plastiques est passée de 1,7 Mégatonnes, en 1950, à 288 Mégatonnes en 2012. À l'échelle Européenne, la production est passée de 0,35 Mégatonnes, en 1950, à 57 Mégatonnes en 2012. Cette croissance importante est due à la volonté de l'industrie mondiale de remplacer, dans des domaines bien particuliers, les matériaux ferreux par ceux en plastiques.

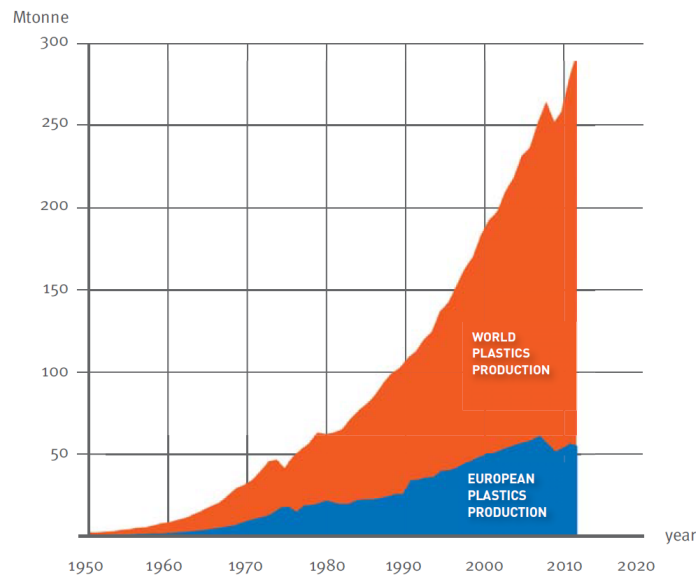


FIGURE 1.1 – Évolution de la production des polymères entre 1950 et 2012 [10]

Parmi les domaines visés pour remplacer les matériaux ferreux par ceux plastiques, il est possible de citer celui de la transmission de puissance qui a connu un changement très important depuis l'apparition des engrenages en plastique technique, et plus précisément, en polyamide connu sous son nom industriel "Nylon". Les engrenages en Nylon ont remplacé ceux traditionnels dans des applications ne demandant pas des sollicitations extrêmes : les engrenages des horloges, des imprimantes et ceux des photocopieuses. Le Nylon est connu pour ses propriétés mécaniques intéressantes. La Figure 1.2 met en évidence la rigidité de huit familles (ou groupes) de matériaux en fonction de leur densité. Parmi ces groupes, il est facile d'identifier celui des polymères qui représente une rigidité et une densité moyennes plus élevées que celles des mousses et des élastomères. De plus, il est possible de remarquer que le polyamide (PA) (ou Nylon) a une rigidité bien plus élevée que d'autres matériaux appartenant à la famille des polymères. En outre, le Nylon présente un module d'Young, bien supérieur au polyéthylène (0,9 GPa) et au polypropylène (1,5 GPa), en avoisinant les 3 GPa. Par contre, le Nylon est considéré comme étant un matériau onéreux (5,5\$CAN/Kg), comparé à d'autres polymères comme le polyéthylène (1,6\$CAN/Kg) [11]. Le même écart est observé dans le marché européen d'après une étude réalisée par le groupe "PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG)" et la filiale "Consulting marketing & industrieberatung GMBH", du groupe "Psyma Group" (Figure 1.3). Cette étude estime qu'une tonne de plastiques techniques, comme le Nylon, vaut plus que 2000 euros (plus cher que le polyéthylène ou le polypropylène ayant un prix ne dépassant pas les 2000 euros par tonne).

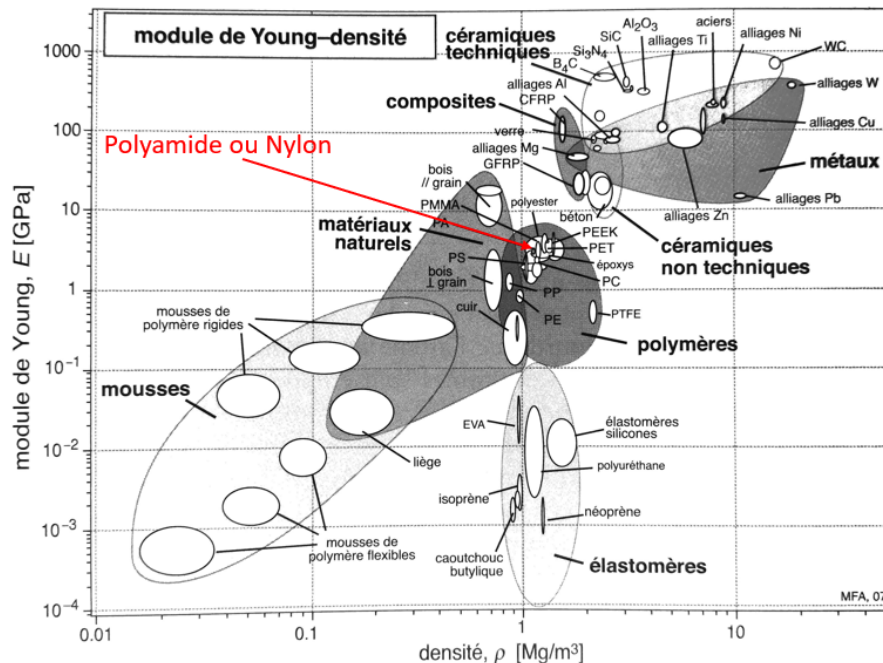


FIGURE 1.2 – Diagramme à bulles pour le module d'Young et la densité de certains matériaux [12]

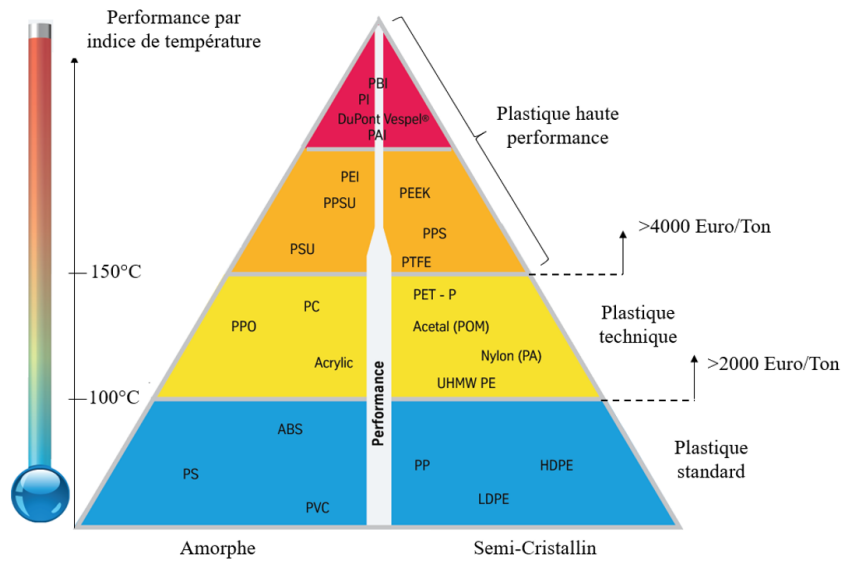


FIGURE 1.3 – Triangle des thermoplastiques par structure, performance et prix [13]

Mise à part son coût élevé, le Nylon ainsi que d'autres plastiques techniques sont des matériaux demandant en énergie pour leurs productions. La Figure 1.4 montre que l'énergie nécessaire pour le Nylon est de l'ordre de 125 Mégajoule par kilogramme, ce qui représente, à l'exception de la résine époxy et le polyétheréthercétone (PEEK), l'énergie de production la plus importante dans la famille des polymères. De plus, le polyamide (ou Nylon) est un matériau à faible portion recyclée par rapport à la quantité consommée. La Figure 1.5 indique que seul 2% de la consommation totale du Nylon est recyclé. Mise à part la résine époxy, ce ratio est à nouveau inférieure à d'autres polymères comme le PE et le PP (10% et 5% respectivement).

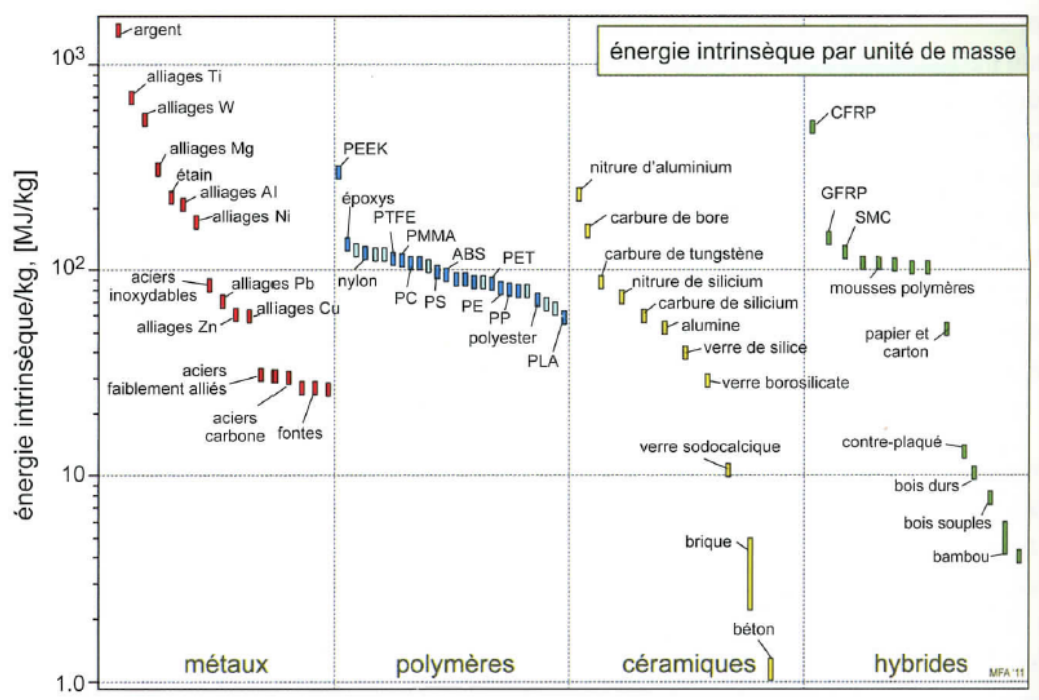


FIGURE 1.4 – Énergie intrinsèque consommée par unité de masse produite [12]

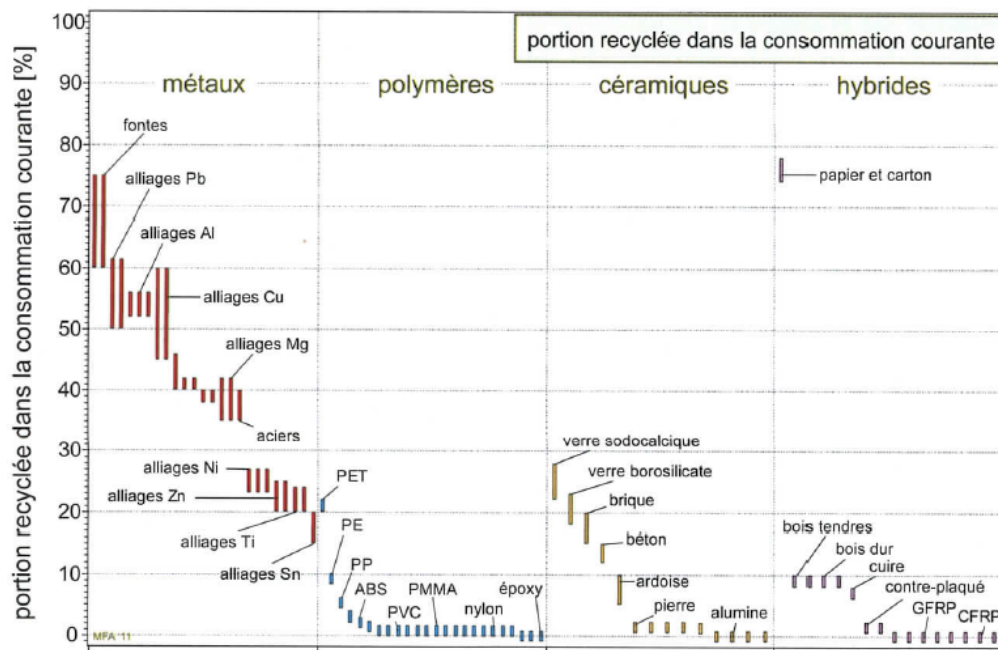


FIGURE 1.5 – Pourcentage de la quantité recyclée de matériau par rapport à la consommation courante [12]

Afin de répondre aux contextes économique et écologique, l'utilisation des plastiques standard s'avère nécessaire dans plusieurs domaines comme celui de transmission de puissance. Pour pouvoir utiliser un autre polymère, comme le polyéthylène ou le polypropylène, dans la fabrication des engrenages plastiques, il est nécessaire que ce nouveau matériau ait des propriétés mécaniques comparables à celles du Nylon et des autres plastiques techniques. L'intérêt porté sur le PE ou le PP, comme matériaux concurrentiels aux plastiques techniques dans la fabrication des engrenages, rencontre un problème très important. Ce problème se situe au niveau des propriétés mécaniques du PE et du PP, qui sont inférieures à celles des plastiques techniques. La Table 1.1 présente l'écart, en terme de propriétés en traction et en flexion, entre le polyéthylène et le Nylon. Kokta et al. [11, 14–20] et Bravo et al. [21–23] se sont focalisés sur l'étude du comportement mécanique du polyéthylène ou polypropylène renforcés avec des fibres courtes de bois. En effet, Bravo et al. [21–23] ont développé un nouveau matériau composite constitué d'une matrice de polyéthylène haute densité (PEHD) et des renforts en fibres de bouleau courtes. Ils ont étudié l'effet du taux de fibres sur les propriétés mécaniques en quasi-statique du composite étudié. Ces travaux ont démontré que l'utilisation de 40% en masse (wt) de fibres de bouleau courtes avec 3%wt d'agent de couplage (PEMA) et une matrice de PEHD donne des propriétés mécaniques intéressantes, comparées à celles du Nylon 6/66 (Table 1.1). En se basant sur les résultats de Bravo et al. [21–23], ce matériau composite peut être équivalent, dans la fabrication des engrenages plastiques, à certains plastiques techniques comme le Nylon.

TABLE 1.1 – Comparaison entre les propriétés mécaniques de certains polyamides (Nylons) [21, 24–34], du polyéthylène haute densité (PEHD) [21, 22] et du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres de bouleau courtes [22]

Essais quasi-statiques	Propriétés mécaniques moyennes	Matériaux		
		Nylon 6/66	PEHD	PEHD/40%wt de fibres de bouleau courtes
Traction	E (GPa)	2,54	1,27	4,48
	σ_{max} (MPa)	-	22	45,12
	ε_{max} (%)	-	-	2,44
Flexion	E_f (GPa)	2,32	0,88	2,74
	σ_{max} (MPa)	114,80	27,08	63,29
	ε_{max} (%)	-	-	7

1.3 Problématiques

Les engrenages en plastiques techniques peuvent atteindre une vitesse de rotation proche de 1200 trs/min. En mouvement, chaque denture est soumise à différentes sollicitations. Du point de vue de la fatigue, le chargement de flexion répétitive, aussi

appelé chargement tangentiel (Figure 1.6), est un aspect important des sollicitations appliquées sur les dents des engrenages. Par conséquent, la proposition d'un nouveau matériau équivalent aux plastiques techniques nécessite, tout d'abord, la caractérisation en fatigue, sous chargements de flexion, du matériau en question. Le nouveau composite en PEHD et en fibres courtes de bouleau, développé par Bravo et al. [21–23], n'a pas été étudié en terme de durabilité mécanique cyclique. Ceci représente un grand obstacle devant la concrétisation de ce grand défi. De plus, les propriétés en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau face au vieillissement hygrothermique sont aussi inconnues. Prenant en compte le caractère hydrophile des fibres de bois, ce dernier critère s'avère capital dans la longévité en fonctionnement d'un tel matériau.

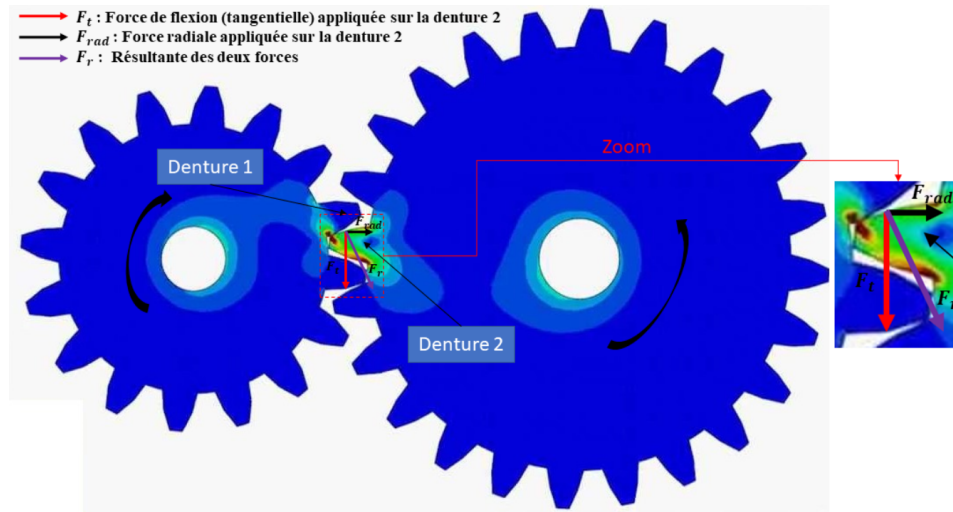


FIGURE 1.6 – Chargements appliqués dans la zone de contact entre deux dents

1.4 Objectifs

En se basant sur les problématiques citées dans la section 1.3, quatre grands objectifs ont été fixés. Le premier et le deuxième objectif sont, respectivement, la détermination du comportement en fatigue, sous chargement de flexion, du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres de bouleau courtes et l'évaluation de l'effet du vieillissement hygrothermique (immersion dans l'eau distillée + séchage) sur ce comportement. Vu le comportement hydrophile des fibres de bouleau, le troisième objectif est de proposer un modèle de diffusion qui définit la propagation de l'humidité dans le nouveau composite. Le quatrième objectif consiste à modéliser l'endommagement par fatigue du matériau étudié. Ce modèle aidera ainsi à prévoir l'endommagement des dents, lors du fonctionnement d'un engrenage en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

1.5 Relation entre les chapitres suivants

La structure de la suite de ce travail contient quatre chapitres. Le deuxième chapitre présente l'étude bibliographique réalisée tout au long de ce projet de doctorat. Cette étude est constituée de trois grandes parties portant sur les composites à fibres naturelles courtes : Composition/méthodes de fabrication et types de travaux de recherche existants, endommagement par fatigue et vieillissement hygrothermique. Le troisième chapitre présente les résultats obtenus à partir des campagnes expérimentales réalisées avant et après vieillissement hygrothermique. Ce chapitre est structuré selon quatre parties. En premier lieu, les matériaux utilisés ainsi que la procédure de fabrication et la méthodologie de la partie expérimentale du projet de doctorat sont définis. En second lieu, les résultats issus des essais quasi-statiques (traction et flexion) et de fatigue (sous chargement de flexion), sur des échantillons sains (pas d'immersion dans l'eau distillée), sont présentés. En troisième lieu, les résultats obtenus à partir des essais mécaniques en flexion (quasi-statiques et de fatigue), réalisés sur des éprouvettes vieilles (immersion dans l'eau distillée + séchage), sont mis en évidence. Enfin, la cause directe derrière la chute du HCFS (High Cycle Fatigue strength), détectée sur les échantillons vieillis, est investiguée moyennant des analyses thermogravimétriques (ATG), des tests de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) et des observations microscopiques. Le quatrième chapitre s'attelle à définir la méthodologie adoptée dans la partie de simulation numérique de ce projet. Une fois cette méthodologie mise en évidence, les résultats issus de la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité et de la modélisation de l'endommagement par fatigue sont exposés. Finalement, le cinquième chapitre met en relief les avancées obtenues au cours de ce projet, tout en soulignant les limites de ce travail et les perspectives qui en découlent.

Chapitre 2

Revue bibliographique

2.1 Introduction

Ce chapitre récapitule l'étude bibliographique réalisée dans le cadre de ce projet de doctorat. Dans la première partie, la présentation des composites à fibres naturelles courtes est effectuée. Ensuite, le phénomène de la fatigue en mécanique, les mécanismes d'endommagement des composites à fibres naturelles courtes ainsi que les modèles qui traduisent l'endommagement par fatigue de ce type de matériau sont cités dans la deuxième partie de ce chapitre. La troisième partie, quant-à-elle, porte sur le vieillissement hygrothermique des composites à fibres naturelles.

Partie 1 : Composites à fibres naturelles courtes

2.2 Définition

Les matériaux composites à fibres naturelles courtes sont généralement composés d'une matrice en polymère, des renforts (fibres) sans aucune origine ou amélioration synthétique et d'un agent de couplage. Les fibres peuvent être considérées comme courtes quand leur longueur varie entre 0,1 et 1 mm [35]. Ces fibres travaillent plus en cisaillement qu'en traction et elles sont souvent utilisées à faibles sollicitations. Le rôle des renforts et de l'agent de couplage est de consolider respectivement la matrice et l'interface matrice/fibres. Cela va contribuer à obtenir un matériau aux propriétés mécaniques plus avantageuses que celles du polymère seul.

2.3 Fibres naturelles

Les fibres naturelles peuvent être classées en trois catégories : végétale, animale ou minérale. Dans un souci de revalorisation de déchets, les fibres d'origine végétale sont les plus étudiées dans le domaine de recherche scientifique. Elles sont principalement constituées de lignine, de cellulose et d'hémicellulose [5–7]. Dans une proportion beaucoup plus faible, ces fibres contiennent aussi des extractibles, des protéines et certains

composés inorganiques. Les fibres végétales peuvent provenir soit des plantes soit des arbres d'où l'appellation de fibres de plantes et de bois.

2.3.1 Fibres de plantes

De nos jours, les fibres de plantes sont fréquemment utilisées dans le domaine de la recherche scientifique aux vues de leurs propriétés mécaniques adaptées. Ces fibres peuvent se présenter sous plusieurs appellations en fonction de leurs provenances. Dans la littérature, il est possible de trouver des fibres de coton, de lin, de chanvre, de sisal etc. La Table 2.1 présente les caractéristiques géométriques et mécaniques des fibres de plantes les plus répandues.

TABLE 2.1 – Caractéristiques géométriques et mécaniques des fibres de plantes les plus connues [36]

Fibres de plantes	Longueur (mm)	Diamètre (μm)	Facteur de forme (L/D)	Module d'Young (GPa)	Déformation maximale (%)
Coton	25	12-25	2000	6-10	6-8
Lin	4-8, 5	12-30	1500	50-70	1, 3-3, 3
Chanvre	5-40	16-50	550-960	30-60	1, 7-2, 7
Kenaf	2, 5-4, 5	14-33	-	60	1, 7-2, 1
Jute	2, 5	5-25	110	20-55	1, 5-2
Sisal	100-125	100-400	100	9-22	3-14
Banane	4, 5-10	50-250	-	7-20	1, 8-3, 5
Abaca	60 et plus	50-280	-	-	2, 1-2, 4

L et D sont respectivement la longueur et le diamètre des fibres.

2.3.2 Fibres de bois

Dans l'industrie papetière, les troncs des arbres sont exploités pour leurs fibres. Un tronc d'arbre peut contenir plusieurs couches comme l'écorce, le liber, le cambium, l'aubier et le duramen (Figure 2.1). À une échelle inférieure, les fibres de bois peuvent se trouver entre la moelle et le liber (Figure 2.1). La structure et les constituants des fibres de bois sont identiques d'une espèce à une autre, contrairement à leur taille. La Figure 2.2 présente la structure d'une fibre de bois. Cette structure est composée d'une paroi primaire, d'une paroi secondaire (S1, S2 et S3), d'un lumen (zone vide) et d'une lamelle mitoyenne. Ces deux derniers permettent respectivement le passage de la sève et le maintien des fibres entre elles [37]. En ce qui concerne les constituants d'une fibre de bois, ils sont principalement trois : la lignine, la cellulose et l'hémicellulose [5–7]. La lignine est retrouvée en faible proportion dans les lamelles mitoyennes, à l'inverse de la cellulose et l'hémicellulose. La Table 2.2 met en évidence les fractions massiques de ces principaux constituants en fonction du type d'arbre.

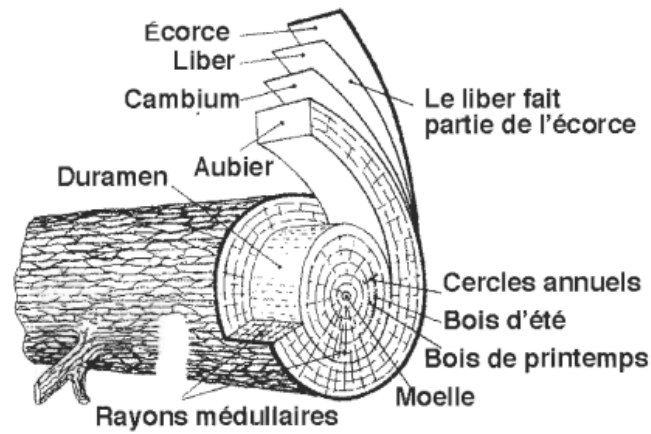


FIGURE 2.1 – Différentes couches constitutives d'un tronc d'arbre [37]

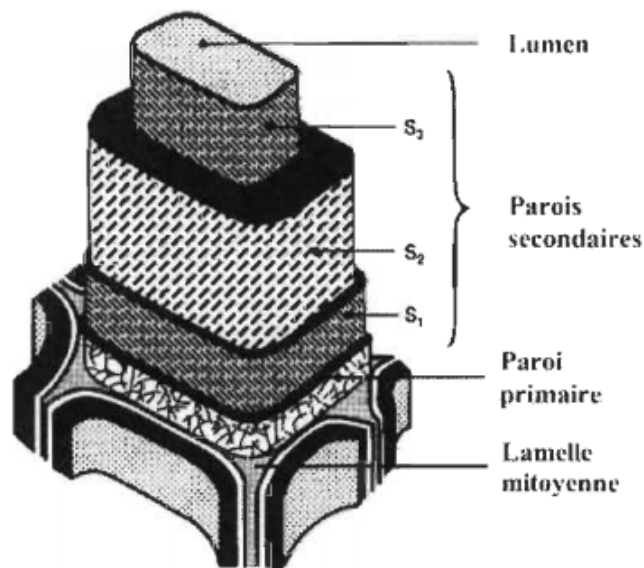


FIGURE 2.2 – Structure des fibres de bois [37] (observations multi échelles)

TABLE 2.2 – Fractions massiques de la cellulose, hémicellulose et lignine suivant le type d'arbre [38]

Biomasse	Cellulose	Hémicellulose	Lignine
Résineux	40-55%	10-15%	25-30%
Feuillus	40-50%	20-30%	15-30%

2.4 Matrices en polymère

Les polymères, utilisés à titre de matrice pour les matériaux composites, peuvent être différenciés par leurs propriétés thermoplastiques ou thermodurcissables.

2.4.1 Les thermoplastiques

Les matières thermoplastiques perdent de leur dureté sous l'effet de la chaleur et retrouvent de leur solidité à des températures inférieures. La structure de ces polymères est organisée à l'aide de macromolécules linéaires, reliées par des liaisons faibles qui peuvent être rompues sous l'effet de la chaleur ou de fortes contraintes. À haute température, ces liaisons faibles se rompent et permettent ainsi aux macromolécules de glisser les unes sur les autres. Au refroidissement, ces liaisons se reforment et ces réarrangements induisent alors de nouvelles formes macroscopiques. Phénomène réversible, la caractéristique de ces matériaux garantit leur recyclage et aussi leurs propriétés mécaniques presque inchangées. La Table 2.3 présente les propriétés mécaniques et thermiques de quelques thermoplastiques.

TABLE 2.3 – Propriétés mécaniques et thermiques de quelques thermoplastiques [39]

Catégorie plastique	Désignation	Densité	E (GPa)	σ_{\max} (MPa)	T _g (° C)	T _f (° C)
Standard	PP	0,92	1,2	30	5	165
	PEHD	0,95	1,1	28	-100	134
	PVC	1,39	2,9	58	75 - 105	160 - 220
	PS	1,05	3,2	55	90 - 100	-
	PET	1,3	2,6	47	70	255 - 265
Technique	PMMA	1,18	3,3	72 - 80	100	-

Avec :

- E : Module d'Young
- σ_{\max} : Résistance à la traction.
- T_g : Température de transition vitreuse.
- T_f : Température de fusion du thermoplastique.
- PP et PEHD : Polypropylène à l'état semi-cristallin et polyéthylène à haute densité.
- PVC : Polychlorure de vinyle amorphe.
- PS : Polystyrène à l'état amorphe
- PMMA : Polyméthacrylate de méthyle à l'état amorphe.

2.4.2 Les thermodurcissables

Les matériaux thermodurcissables sont des polymères qui, une fois le premier traitement thermique et moulage appliqués, les interactions moléculaires ne peuvent être modifiées. Les réarrangements structuraux sont irréversibles. À l'inverse des thermoplastiques, à forte température, les thermodurcissables se dégradent et carbonisent. Les longues chaînes carbonées de ces polymères forment des liaisons croisées et fortes qui, même sous la chaleur, empêchent tous glissements et réarrangements moléculaires. Les propriétés mécaniques de quelques thermodurcissables sont données dans la Table 2.4.

TABLE 2.4 – Propriétés mécaniques de quelques thermodurcissables [39]

Thermodurcissables	Densité	E(GPa)	G(MPa)	ν	σ_{\max} (MPa)
Époxyde	1,2	4,5	1600	0,4	130
Phénolique	1,3	3	1100	0,4	70
Uréthane	1,1	0,7-7	-	-	30
Polyester	1,2	4	1400	0,4	80
UF	1,2 – 1,5	6-10	-	-	40-80
PF	1,1 – 1,3	3 – 4	-	0,36	35-60

Avec :

- G : Module de cisaillement
- ν : Coefficient de Poisson
- UF : Urée Formaldéhyde
- PF : Phénol Formaldéhyde

2.5 Techniques de fabrication des composites thermoplastique/fibres courtes

Selon la littérature, différentes techniques de fabrication des matériaux composites à l'aide de thermoplastiques et de fibres courtes sont pratiquées. Dans cette section, les techniques de plasturgies présentent un premier point commun : le mélange des matières premières à une température supérieure au point de fusion des polymères. Par la suite, la formation du produit final peut alors emprunter différents procédés : l'extrusion, la compression ou encore l'injection.

2.5.1 L'extrusion

L'extrusion est un procédé de fabrication et de transformation de matières de l'état granulaire ou poudreux en un profilé. Le terme « extrusion » désigne généralement un système vis-fourreau relié à une filière. Ce système peut avoir une ou deux vis, ainsi l'extrudeuse est mono-vis (Figure 2.3) ou bi-vis. Les fonctions du système vis-fourreau sont : le transport et le malaxage de la matière constituée de polymère et de

renforts, la plastification ou la fusion du polymère et la mise sous pression du mélange afin d'assurer son écoulement à travers une filière de mise en forme (Figure 2.3). Il est important de noter, ici, que le produit final obtenu par extrusion (appelé granules) représente la matière première de la thermo-compression et de l'injection plastique. Ces deux techniques sont présentées ci-dessous.

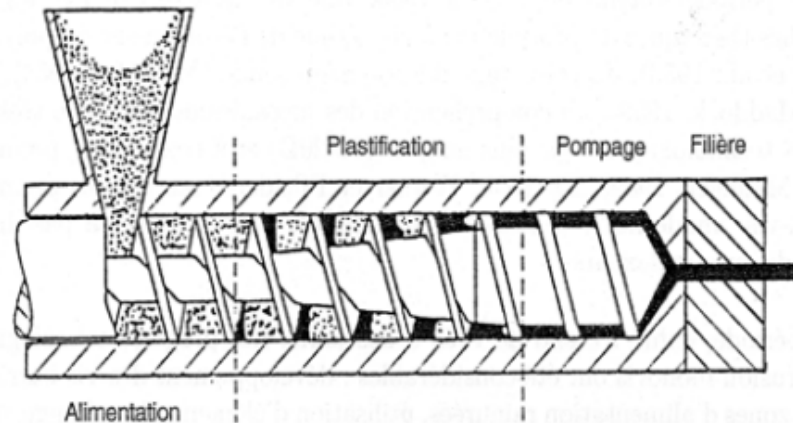


FIGURE 2.3 – Schéma d'une extrudeuse monovis [40]

2.5.2 La compression

La compression, ou la thermo-compression, est généralement réalisée par une thermo-presse qui sert à appliquer, en même temps, une pression et une température assez élevées. Une fois le polymère et les fibres naturelles courtes mélangés, la pâte obtenue est placée dans un moule avant de mettre ce dernier entre les deux mors chauffants de la thermo-presse. La température et la pression doivent être choisies adéquatement pour, respectivement, ne pas dégrader thermiquement les constituants de la pâte composite et respecter les caractéristiques géométriques et mécaniques du produit final. Après un temps bien déterminé de thermo-compression, un refroidissement rapide du moule est nécessaire pour limiter le phénomène de la coalescence (phénomène par lequel deux substances identiques, mais dispersées, ont tendance à se réunir).

2.5.3 L'injection

L'injection est un procédé de fabrication pendant lequel un matériau fondu est injecté dans un moule chauffé. En appliquant une pression et une température contrôlées, le matériau se solidifie et la pièce finale est prête à être récupérée. En réalité, la presse à injection peut être considérée comme une machine hybride aux vues de son principe de fonctionnement qui ressemble, en même temps, à ceux d'une extrudeuse et d'une thermo-presse. Comme l'extrudeuse, le mélange est introduit dans une trémie puis chauffé/plastifié par une vis d'accumulation. La différence, ici, en comparaison avec l'extrudeuse, est que la vis recule à mesure que s'effectue la plastification. Par conséquent, un mélange fondu et homogénéisé s'accumule dans une zone appelée zone

d'accumulation, jusqu'à atteindre la quantité désirée. Après, la vis est actionnée comme piston afin d'injecter le mélange sous haute pression dans le moule.

2.6 Les thermoplastiques/fibres de bois courtes

Ces dernières décennies, les polymères renforcés avec du bois ont fait l'objet de plusieurs études de recherche. La Figure 2.4 met en évidence les configurations possibles d'un tel composite.

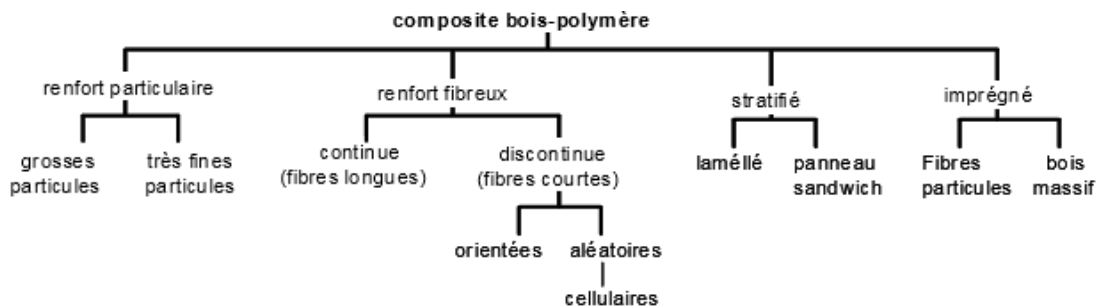


FIGURE 2.4 – Classification des composites polymère/bois [39]

Comme mentionné dans le chapitre précédent, ce projet de thèse porte sur un composite en polyéthylène haute densité (PEHD) renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Ainsi, cette étude bibliographique s'est concentrée sur les travaux traitant de ces matières. Une attention particulière est aussi portée au mélange polypropylène (PP)/ fibres de bois courtes pour deux raisons : la ressemblance du polyéthylène et du polypropylène en terme de propriétés mécaniques et l'appartenance de ces deux polymères à la même catégorie de plastique, appelée plastique standard. La Table 2.5 regroupe les travaux rencontrés dans la littérature, portant sur le PE et le PP renforcés avec des fibres de bois courtes.

TABLE 2.5 – Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée

Polymère	Procédé	Problématique étudiée	Auteurs
PE	Mélange/ Compression	Greffage, conditions extrêmes et propriétés mécaniques	B.Kotka et al [41]
	Extrusion/ Compression	Propriétés thermiques et variation du taux de fibres	A.Oladipo et al [42]
	-	Propriétés mécaniques	A.Beshay

TABLE 2.5 – Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée

Polymère	Procédé	Problématique étudiée	Auteurs
		et physiques avec comparaison	et al [43]
	-	Vitesse de propagation des flammes et variation de taux de fibres	A.Oladipo et al [44]
	-	Propriétés mécaniques, PEHD recyclé	K.Yam et al [45]
	Extrusion/ Découpage	Vieillissement par UV/ Xénon et propriétés chimiques et microscopiques	J.S.Fabiyi et al [46]
	Mélange/ Compression	Propriétés mécaniques, endommagement du matériau, et variation du taux de fibres/ agent de couplage	Bravo et al [21–23]
	Extrusion/ Injection	Estérification des fibres, propriétés chimiques et microscopiques et vieillissement hygrothermique et par Xénon	Liqing Wei et al [47]
	Mélange/ Injection	Propriétés mécaniques, vieillissement hygrothermique et variation du taux de fibres	J.Krishnan et al [48]
	Mélange/ Moulage	Mécanisme de transfert de contraintes dans les fibres	S.Aleksandra et al [49]
	Mélange/ Injection	Fluage	M.M.Sain et al [50]
PP	Mélange/ Compression	Propriétés mécaniques et variation du taux de fibres	F.Coutinho et al [51]
	Mélange/ Injection	Propriétés mécaniques et traitement chimique	M.Kazayawoko et al [52]
	Mélange/	Variation du taux de fibres/	H.C.Thais

TABLE 2.5 – Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée

Polymère	Procédé	Problématique étudiée	Auteurs
	Compression	agent de couplage et propriétés mécaniques	et al [14]
	Extrusion/ Compression	Variation du taux d'agent de couplage et résistance à l'impact	V.N.Hristov et al [53]
	Mélange/ Injection	Variation du taux de fibres/ agent de couplage, vieillissement hygrothermique, résistance à l'impact et fluage	A.K.Bledzki et al [54]
	Mélange/ Injection	Stabilité thermique et propriétés mécaniques	A.K.Bledzki et al [55]
	Mélange/ Compression	Propriétés mécaniques et thermiques et variation du taux de fibres/agent de couplage	M.M.Sain et al [56]
	Extrusion/ Découpage	Vieillissement par UV/ Xénon et propriétés chimiques et microscopiques	J.S.Fabiyi et al [46]
	Mélange/ Compression	Variation du taux de fibres/ agent de couplage et propriétés mécaniques	F.Mijiyawa et al [11]
	Extrusion/ Injection	Propriétés mécaniques, résistance à l'impact, dureté, recyclage, vieillissement hygrothermique et stabilité thermique	M.D.H.Beg et al [9]
	Mélange/ Injection	Propriétés mécaniques, fluage, effet de la température et variation du taux de fibres	B.D.Park et al [57]
	Mélange/ Injection	Fluage	M.M.Sain et al [50]
	Mélange/	Propriétés mécaniques,	A.Farhan

TABLE 2.5 – Études sur les thermoplastiques/fibres de bois courtes : classification selon le type de polymère utilisé, le procédé de fabrication et la problématique étudiée

Polymère	Procédé	Problématique étudiée	Auteurs
	Injection	variation du taux de fibres et étude d'anisotropie	et al [58]

2.6.1 Caractérisation des thermoplastiques/fibres de bois courtes

En faisant varier le processus de fabrication des échantillons, plusieurs auteurs se sont intéressés à la caractérisation du composite PE (ou PP) renforcé avec des fibres de bois courtes. La plupart de ces auteurs ont étudié les propriétés mécaniques en quasi-statique ainsi que les propriétés thermiques et physiques de ce type de matériau [9, 11, 14, 21–23, 41–45, 48, 51, 52, 55–58]. La majorité de ces recherches se concentre sur la variation du taux de fibres et d'agent de couplage afin de déterminer son influence sur le comportement du matériau en traction et/ou en flexion. Ces travaux ont montré qu'une augmentation du taux de fibres et d'agent de couplage engendre une élévation du module d'élasticité et de la résistance autant en traction qu'à la flexion. De plus, Oladipo et al. [42] ont étudié l'influence du taux de fibres sur les propriétés thermiques du polyéthylène à haute densité (PEHD)/fibres de bois courtes. Ils ont prouvé que la conductivité thermique au sein du matériau diminue en augmentant le taux de fibres. À partir de cela, ils ont conclu une diminution de la variable nommée "responsabilité thermique", causée par l'élévation du taux de fibres. Cette variable n'est autre que le produit de trois grandeurs : masse volumique, conductivité thermique et chaleur spécifique. D'autres auteurs ont étudié l'endommagement du PEHD renforcé avec des fibres de bouleau courtes. Moyennant un dispositif d'émission acoustique utilisé pendant un essai de charge/décharge quasi-statique, Bravo et al. [21] ont montré que les mécanismes d'endommagement présents sont : les microfissures dans la matrice, la friction matrice/matrice, la décohésion au niveau de l'interface fibres/matrice et la friction fibres/matrice. À partir des résultats acoustiques, Bravo et al. [21] ont aussi démontré que l'utilisation d'un polyéthylène naturel haute densité (PENHD), comme matrice, donne un matériau plus fragile que celui obtenu à partir d'une matrice en PEHD. En revenant aux travaux mentionnés dans la table 2.5, il est possible de remarquer que certains auteurs se sont intéressés à la résistance à l'impact de certains composites à fibres de bois courtes [9, 53, 54]. A.K.Beldzki et al. [54] ont étudié l'effet de la variation du taux de fibres sur la résilience du composite et ont montré que l'élévation du taux de ce constituant baisse la résistance à l'impact et accroît l'indice d'amortissement. D'autres auteurs [47] ont travaillé sur le traitement chimique des fibres de bois notamment par estérification. Ils ont montré que ce traitement améliore la cohésion fibres/matrice et diminue le caractère hydrophile des fibres.

2.6.2 Durabilité des thermoplastiques/fibres de bois courtes

L'étude de durabilité des matériaux composites est présente, dans la littérature, sous forme d'essais de fluage, de vieillissement hygrothermique (ou par ultraviolet) et/ou de fatigue. L'étude bibliographique réalisée sur le polyéthylène (ou polypropylène)/fibres de bois courtes (Table 2.5) a permis de trouver des travaux concernant la durabilité en terme de fluage. Park et al. [57], Sain et al. [50] et Bledzki et al. [54] ont étudié le comportement en fluage du polyéthylène (ou polypropylène)/fibres de bois courtes. Bledzki et al. [54] et Park et al. [57] ont montré que le module de fluage ainsi que la résistance au fluage (sous chargement de flexion) du polypropylène renforcé avec des fibres de bois courtes augmentent avec la hausse du taux de fibres. Bledzki et al. [54] ont aussi démontré que ces propriétés diminuent en présence de fortes températures. Concernant Sain et al. [50], ils se sont intéressés à la comparaison, en terme des propriétés en fluage, entre le PE/fibres de bois courtes et le PP/fibres de bois courtes. Ils ont démontré que le composite ayant une matrice en polypropylène possède une résistance au fluage plus importante que celle trouvée avec le second matériau (PE/fibres de bois courtes). En plus de la durabilité en terme de fluage, l'étude bibliographique réalisée a regroupé des travaux portant sur l'influence de l'humidité (ou vieillissement hygrothermique) sur les propriétés mécaniques, en quasi-statique et en impact, du polyéthylène (ou polypropylène) renforcé avec des fibres de bois courtes. Bledzki et al. [54] ont étudié l'effet de l'humidité sur le comportement à l'impact du polypropylène/fibres de bois courtes. Ils ont remarqué que la résistance à l'impact diminue avec l'élévation du taux d'humidité dans le matériau. D'autres études se sont consacrées à l'effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction et sur la dureté du polypropylène/fibres de bois courtes. M.D.H.Beg et al. [9] ont constaté que la présence d'humidité engendre une diminution de la dureté Vickers (HV), de la résistance à la traction et du module d'Young.

2.6.3 Limites de la littérature

La section 2.6.2 témoigne, qu'à ce jour, le comportement en fatigue du polyéthylène (ou polypropylène) renforcé avec des fibres de bois courtes n'a été que très peu étudié. Pour y remédier, une seconde étude, plus large que celle présentée dans la section 2.6.2, a été réalisée sur le comportement en fatigue des composites contenant une matrice en polyéthylène ou en polypropylène et des renforts en fibres naturelles courtes. Le but de cette étude est de recenser les recherches portant sur ce type composite ainsi que renseigner quant-au comportements en fatigue des composites à fibres naturelles courtes. Ceci contribuera à fournir une idée sur l'ordre de grandeur des propriétés en fatigue, sous chargement de flexion, du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. La recherche bibliographique, définie précédemment, a permis de remarquer que les quelques travaux effectués sur la tenue en fatigue des composites en PE (ou PP) renforcé avec des fibres naturelles courtes sont limités [59–61]. Fotouh et al. [59, 60] ont étudié le comportement en fatigue du PEHD renforcé avec des fibres de chanvre courtes ainsi que l'effet de l'humidité sur ce comportement. Ils ont démontré que l'augmentation du taux de fibres engendre une augmentation de la durée de vie « N_R » du matériaux

étudié, appelé aussi le nombre de cycles à la rupture. De plus, ils ont déterminé que la présence d'humidité à l'intérieur des échantillons engendre une diminution de N_R . Inacio et al. [61] se sont intéressés à la tenue en fatigue d'un composite recyclé. Ce matériau est composé d'une matrice de polypropylène, de l'éthylène-propylène-diène monomère (EPDM) et de talc recyclés, renforcée avec des fibres courtes de bambou. Ils ont montré que la hausse du taux d'agent de couplage «anhydride maléique greffé de polypropylène (MAH-g-PP)» engendre l'augmentation de la durée de vie du matériau étudié. Cette augmentation est plus prononcée avec des taux de fibres plus élevés. Tous les travaux, présentés dans cette section, ont été réalisés sous chargement de traction répétitif. Par conséquent, en plus de l'absence des études sur la durabilité, en terme de fatigue, du polyéthylène (ou polypropylène) renforcé avec des fibres de bois courtes, cette étude bibliographique a montré un nombre très limité de recherches portant sur la fatigue des composites en PE (ou PP)/fibres naturelles courtes. De plus, au cours de cette étude, l'absence de travaux s'intéressant à l'application d'un chargement cyclique de flexion sur les composites en question a été remarqué.

Partie 2 : Endommagement par fatigue des composites

Tout au long de cette partie, les travaux de recherche portant sur l'endommagement par fatigue des composites à fibres courtes sont présentés.

2.7 Introduction à la fatigue des matériaux

2.7.1 Définition de la fatigue

La fatigue est l'endommagement structurel progressif d'un matériau soumis à un chargement cyclique. Ce chargement est défini généralement par une amplitude maximale inférieure à la limite élastique du matériau étudié. L'emplacement de endommagement généré par le chargement cyclique dépend du type de ce dernier. En effet, ce chargement peut être uniaxial (traction, compression, flexion et torsion), multiaxial ou combiné.

2.7.2 Types de chargements

Comme mentionné précédemment, le chargement de fatigue a généralement une amplitude inférieure à la résistance à la rupture et même à la limite élastique du matériau étudié. C'est donc un nombre suffisant d'un tel chargement qui peut produire une fissure importante et conduire à la ruine partielle ou totale d'un matériau. La réalisation d'un essai de fatigue se fait en contrôlant le déplacement ou la force. Un chargement cyclique peut être alterné, répété ou ondulé [62,63]. Le type du chargement (Figure 2.5) dépend du rapport de charge "R" ou de déplacement " R_d " définis dans la section 2.7.3.1.

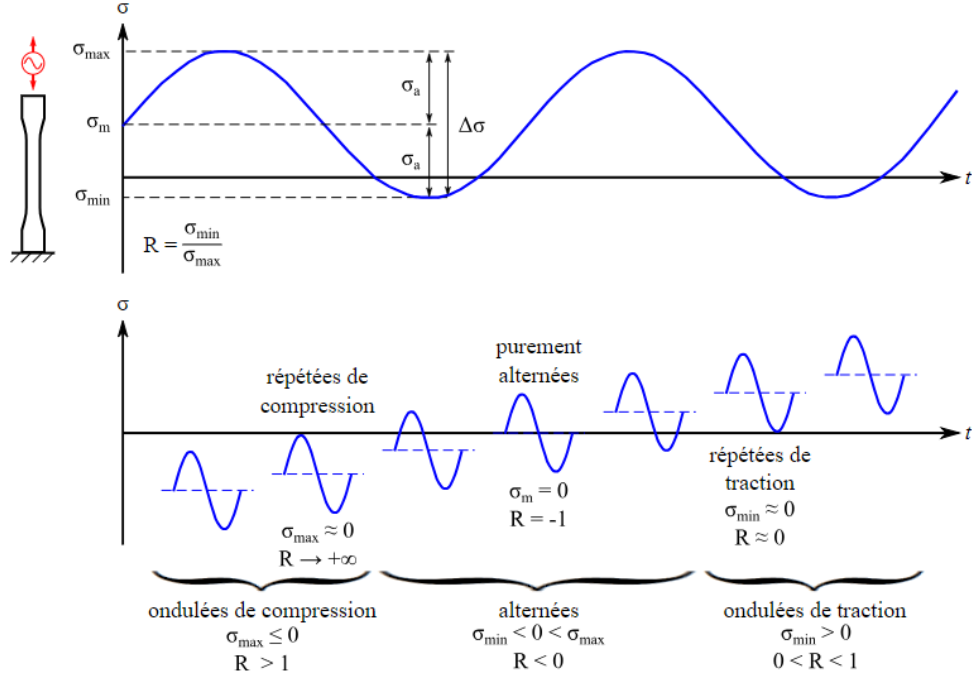


FIGURE 2.5 – Différents types de chargement cyclique pouvant être appliqués dans un essai mécanique de fatigue [64]

2.7.3 Paramètres de la fatigue des matériaux

2.7.3.1 Paramètres liés aux sollicitations

Dans le cas d'un contrôle de force, les paramètres de fatigue dépendant des sollicitations sont au nombre de trois [62] : l'amplitude de la contrainte σ_a , la contrainte moyenne σ_m et le rapport de charge "R". Les expressions de ces trois paramètres sont données ci-dessous.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2.1)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.3)$$

2.7.3.2 Limite d'endurance

La limite d'endurance « $\sigma_D(N)$ » représente l'amplitude de contrainte à laquelle la probabilité de rupture après un nombre fini de cycles est égale à 50%. $\sigma_D(N)$ est aussi appelée censure et elle peut être déterminée par des méthodes statistiques. Dans le cas des aciers, la censure «limite d'endurance» est évaluée à 10^7 cycles.

2.7.3.3 Rapport d'endurance

Le rapport d'endurance " R_D " est défini par le rapport entre la limite d'endurance et la résistance à la rupture " σ_{ultime} ". Cette dernière est déterminée par un essai quasi-statique [65].

$$R_D = \frac{\sigma_D(N)}{\sigma_{ultime}} \quad (2.4)$$

2.7.3.4 Limite de fatigue

Elle est notée " σ_D " et caractérise la plus grande amplitude du chargement pour laquelle il n'y a pas de rupture après un nombre infini de cycles. Il est expérimentalement constaté que ce nombre infini vaut 10^7 cycles pour l'acier [65].

2.7.3.5 Durée de vie

La durée de vie « N_R » d'une éprouvette est le nombre de cycles supporté, lors d'un essai de fatigue, avant d'atteindre sa rupture.

2.7.4 Courbe de Wöhler

La courbe de Wöhler, ou courbe S-N (Stress-Number of cycles) dans les pays anglo-saxons, est la seule courbe qui permet de montrer la tenue d'une pièce pendant un essai de fatigue. Cette courbe définit la relation entre la contrainte " σ " et le nombre de cycles à la rupture N_R (nombre de cycles pour %P de ruptures). Généralement la courbe de Wöhler est présentée pour une probabilité de rupture égale à 0,5. Le nombre N_R est reporté en abscisse sur une échelle logarithmique et l'amplitude de contrainte σ_a est reportée en ordonnée sur une échelle linéaire. Ainsi, chaque éprouvette testée correspond à un point du plan (N_R, σ_a) [66,67].

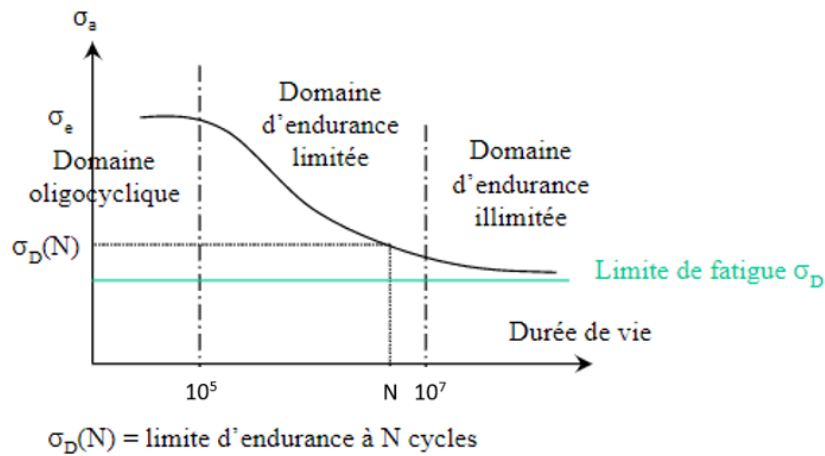


FIGURE 2.6 – Représentation schématique de la courbe de Wöhler définissant les domaines de fatigue [68]

La courbe de Wöhler présente généralement une asymptote horizontale correspondant à une contrainte dont la valeur est, par définition, la limite de fatigue (Figure 2.6). Cette asymptote n'est présente que pour le cas de l'acier. Pour d'autres types de matériaux, la courbe de Wöhler n'adopte pas cette allure horizontale observée à des nombres de cycles élevés.

Les courbes S-N présentent trois domaines :

- Domaine oligocyclique : Il est caractérisé par une amplitude de contrainte " σ_a " très élevée et un nombre de cycles à la rupture " N_R " faible (généralement inférieur à 10^5). L'importante amplitude des contraintes provoque une déformation plastique macroscopique des échantillons. Dans le cas uni-axial, le nombre de cycles à la rupture peut s'écrire en fonction de la déformation plastique de chaque cycle, aussi appelée, déformation plastique élémentaire " $\Delta\epsilon^P$ " [66].
- Domaine de fatigue ou d'endurance limitée : La rupture survient pour une amplitude de contrainte plus faible que dans la première zone, avec un nombre de cycles à la rupture compris, en général, entre 10^5 et 10^7 . Ce domaine délimite les chargements cycliques qui déforment élastiquement le matériau.
- Domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité : Ce domaine représente des contraintes faibles, inférieures à la valeur seuil appelée limite de fatigue. Pour certains matériaux, la limite de fatigue est difficile à déterminer, d'où la notion de la limite de fatigue conventionnelle ou limite d'endurance " $\sigma_D(N)$ ". En général, la limite d'endurance, qui dépend du matériau, varie entre 10^6 et 10^8 .

2.8 Endommagement par fatigue des matériaux composites à fibres courtes

2.8.1 Définition de l'endommagement

L'endommagement par fatigue d'un matériau est défini, à l'échelle macroscopique, par la dégradation progressive et irréversible de ses propriétés mécaniques et physiques. Cette dégradation est généralement due à l'apparition des discontinuités à l'échelle microscopique. Dans le cas d'un matériau composite, ces discontinuités peuvent être sous forme de micro-fissures au niveau de la matrice ou d'une décohésion de l'interface fibres/matrice. Dans le cas d'un chargement cyclique (ou de fatigue), les stades d'évolution de l'endommagement (appelés aussi mécanismes d'endommagement) sont de même type que ceux détectés en chargement monotone quasi-statique. La seule différence réside au niveau de la chronologie et de l'ampleur de ces mécanismes d'endommagement. Dans le cas d'un essai de fatigue sur les composites, l'endommagement augmente au fur et à mesure jusqu'à la rupture du matériau. Comme présenté dans la Figure 2.7, Lin et al. [69] ont montré que l'évolution de l'endommagement par fatigue, défini comme étant le rapport entre la rigidité courante et celle initiale, passe par trois phases : phase d'adoucissement du matériau (phase I), phase de cinétique d'endommagement faible (phase II) et phase de perte de rigidité importante caractérisée par la rupture du matériau composite (phase III).

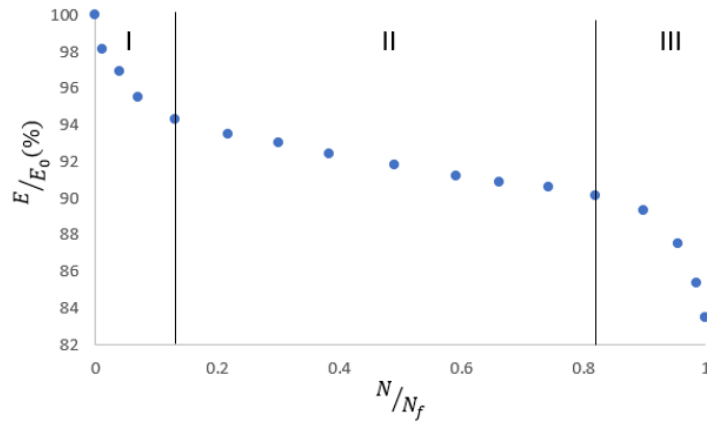


FIGURE 2.7 – Évolution de la rigidité, normalisée par rapport à la rigidité initiale, en fonction du nombre de cycles normalisé par rapport à la durée de vie [69]

2.8.2 Mécanismes d'endommagement des composites à fibres courtes et techniques de détection

Les mécanismes d'endommagement des matériaux composites à fibres courtes se manifestent sous forme de rupture ou extraction des fibres, de décohésion fibres/matrices et/ou de fissuration de matrice parallèlement ou perpendiculairement aux fibres [21, 22, 67, 70, 71] (Figure 2.8). L'ordre d'apparition de ces mécanismes dépend de la nature du composite et du type de chargement appliqué. La littérature présente diverses techniques utilisées pour détecter ces mécanismes [72, 73]. Ces techniques peuvent être classées selon deux méthodes : les méthodes de caractérisation directe permettant de détecter l'endommagement en l'observant directement et les méthodes de caractérisation indirecte [72]. Parmi les méthodes directes de détection d'endommagement, il est possible de citer la microscopie optique, la radiographie aux rayons X et la thermographie infrarouge qui permet d'observer les endommagements en temps réel durant les essais mécaniques [74]. La technique de radiographie utilise un opacifiant aux rayons X, placé sur les extrémités de l'échantillon étudié. Ces rayons se propagent par la suite dans le matériau et pénètrent dans les endommagements par capillarité. Pour la thermographie infrarouge, une source de chaleur transmet un flux thermique au matériau concerné. En croisant un endommagement, considéré comme un milieu hétérogène, les ondes sont perturbées, et par conséquent, un gradient de température est généré. Suite à cela, la conductivité thermique et l'émissivité du milieu endommagé seront différentes par rapport au reste du matériau (matériau sain). Les méthodes indirectes, quant-à-elles, peuvent être représentées par d'autres techniques comme l'émission acoustique et le contrôle ultrasonore [72]. L'émission acoustique détecte les mécanismes d'endommagement à l'aide des capteurs piézoélectriques qui transforment les ondes mécaniques du matériau en signaux électriques. Ces signaux, aussi appelés salves, sont ensuite amplifiés et analysés pour déterminer le type du mécanisme d'endommagement. L'utilisation de plusieurs capteurs permet de connaître l'emplacement de la source d'émission (em-

placement de l'endommagement) en fonction de la vitesse de propagation des ondes et du temps d'arrivée des signaux au niveau des capteurs. Le contrôle ultrasonore consiste en une transmission et une réflexion d'ondes ultrasonores au sein du matériau étudié. Ces ondes, par l'intermédiaire d'un palpeur, changent d'impédance en rencontrant une zone endommagée. Par la suite, elles sont réfléchies et captées par le palpeur.

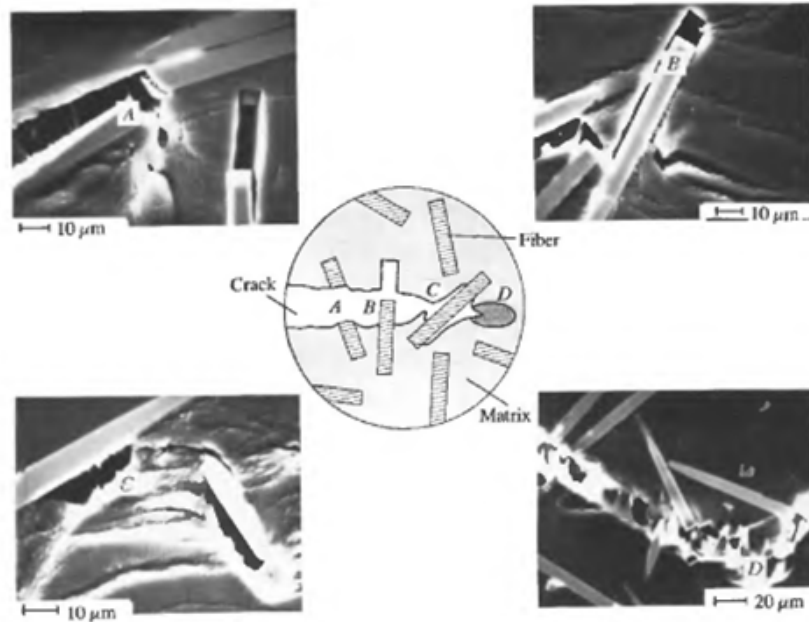


FIGURE 2.8 – Mécanismes d'endommagement des composites à fibres courtes [75] : (A) rupture de la fibre, (B) extraction ou arrachement de fibre, (C) décohésion fibre/matrice, (D) déformation plastique et fissuration de la matrice

2.8.3 Différentes approches pour la modélisation de l'endommagement par fatigue

Le développement d'un modèle d'endommagement par fatigue passe par deux grandes étapes. La première étape consiste à identifier les mécanismes d'endommagement et à définir les variables associées suite à une campagne expérimentale. La seconde étape correspond à la formulation de la cinétique d'endommagement [76]. Dans la littérature, les modèles d'endommagement par fatigue sont généralement classés par familles. Ces familles sont aussi appelées approches.

2.8.3.1 Approche phénoménologique

L'approche phénoménologique permet de décrire l'endommagement par fatigue d'un matériau en suivant la dégradation de ses propriétés mécaniques macroscopiques comme la rigidité (module d'élasticité calculé à chaque cycle) et la résistance (contrainte calculée à chaque cycle) [77]. Il ne faut surtout pas confondre entre l'approche phénomé-

nologique et celle progressive qui sera définie dans la section 2.8.3.3. Cette possibilité de confusion vient du fait que, dans l’approche phénoménologique, la perte de la résistance ou de la rigidité en fonction du nombre de cycles est caractérisée par une variable phénoménologique appelée variable d’endommagement « d ». Cette variable n’est généralement pas liée, d’une façon directe, aux mécanismes d’endommagement présentés dans la section 2.8.2. Par exemple, la chute du module d’élasticité, définie dans la littérature par la relation 2.5, peut être causée par des micro-fissures au niveau de la matrice thermoplastique, la décohésion fibres/matrice, l’arrachement des fibres et/ou la rupture des fibres. Tous ces mécanismes sont représentés par la variable d’endommagement « d » qui décrit la chute de la rigidité sans chercher ses causes directes, souvent multiples.

2.8.3.1.1 Approche basée sur la résistance résiduelle

Les modèles appartenant à ce type d’approche décrivent généralement la variation ou la décroissance de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles [77, 78]. Dans ce cas de figure, la résistance résiduelle est la charge quasi-statique qu’une structure peut supporter après avoir subi un nombre de cycles bien déterminé en appliquant une amplitude d’un chargement cyclique bien déterminée [77]. Les différents modèles appartenant à cette approche se basent sur deux hypothèses. La première consiste au fait que la résistance résiduelle, après N cycles, est liée à la contrainte à la rupture statique par une équation déterministe. La seconde hypothèse propose que lorsque la résistance résiduelle est égale à la contrainte de fatigue appliquée, alors le nombre de cycles correspondant est égal au nombre de cycles à la rupture.

2.8.3.1.2 Approche basée sur la rigidité résiduelle

Les modèles de cette approche, appelée aussi approche macroscopique, décrivent la dégradation du module d’élasticité du matériau, soumis à un chargement de fatigue. Ceci se fait généralement en faisant intervenir une variable phénoménologique, appelée variable d’endommagement « d ». Dans le cas unidimensionnel, cette variable est reliée au module d’élasticité du matériau par la relation suivante [77, 78] :

$$E = E_0 (1 - d) \quad (2.5)$$

Où E et E_0 sont respectivement les modules d’élasticité du matériau endommagé et celui à l’état initial. Dans ce cas de figure, la rupture en fatigue est définie par une variable d’endommagement égale à l’unité. Cette valeur caractérise une perte critique de la rigidité.

Les modèles de l’approche basée sur la rigidité résiduelle sont souvent exprimés sous forme de croissance d’endommagement en fonction du nombre de cycles « $\frac{d(d)}{dN}$ ». Cette croissance, étant exprimée avec la variable d’endommagement, est tout de même considérée comme un modèle phénoménologique et pas celui d’endommagement progressif. Ceci est dû au fait que ces modèles sont liés aux propriétés mécaniques macroscopiques (relation 2.5) du matériau et non aux mécanismes d’endommagement.

2.8.3.2 Approche micro-mécanique

Dans cette approche, les modèles sont basés sur les observations des mécanismes d'endommagement et les mesures locales à l'échelle micro-structurale (densité et géométrie des microfissures...) [76]. Le comportement global du matériau endommagé est obtenu en utilisant la méthode d'homogénéisation sur un volume élémentaire représentatif (VER). Ce VER doit contenir un micro-défaut de géométrie et d'orientation bien définies. En fonction de la distribution des micro-défauts, l'homogénéisation se fait soit par un schéma auto-cohérent [79], proposant un module d'Young effectif dépendant du nombre des micro-fissures par unité de volume et de leurs dimensions caractéristiques, soit par les méthodes numériques d'homogénéisation périodique [80]. Le but de l'approche micro-mécanique est de pouvoir inclure les paramètres structuraux dans la définition de la variable d'endommagement. Par contre, l'utilisation des modèles appartenant à cette approche reste limitée vu la difficulté d'obtenir une variable macroscopique d'endommagement donnant un modèle qui est facile à intégrer dans les codes de calcul.

2.8.3.3 Approche progressive

Les modèles de l'approche progressive s'expriment sous forme de « $\frac{d(d)}{dN}$ » et ils sont aussi appelés «modèles d'endommagement progressif». Ces modèles diffèrent de ceux appartenant à l'approche phénoménologique par le fait qu'ils peuvent utiliser une ou plusieurs variables d'endommagement pour décrire la détérioration des propriétés mécaniques macroscopiques du matériau étudié [78]. Contrairement à ce qui a été présenté dans la section 2.8.3.1, ces variables d'endommagement sont liées directement aux mécanismes d'endommagement qui sont les micro-fissures matricielles, la décohé-sion fibres/matrice, l'arrachement des fibres et la rupture des fibres.

2.8.4 Modélisation de l'endommagement par fatigue des composites à fibres courtes

Dans la littérature, les modèles servant à décrire l'endommagement par fatigue des matériaux composite sont nombreux. Cependant, ces modèles sont très limités lorsqu'il s'agit des composites à fibres courtes. Tout au long de cette section, les modèles de la littérature, décrivant l'endommagement par fatigue de ce type de composite, sont présentés.

2.8.4.1 Modèle de Nouri et al

Nouri et al. [81, 82] ont proposé un modèle phénoménologique qui décrit, d'une façon cumulative, la propagation de l'endommagement par fatigue dans les composites à fibres courtes. Ce modèle, basé sur celui de Ladeveze et al. [83–85] pour les composites à fibres longues, considère ceux à fibres courtes comme des matériaux orthotropes. De plus, il s'exprime en fonction de l'énergie de déformation afin de faciliter son implémentation dans un code de calcul éléments finis. La diminution des propriétés élastiques

du matériau étudié est donnée par un ensemble d'équations qui évaluent le module d'élasticité dans chaque direction.

$$\begin{aligned}
 E_{11} &= E_{11}^0 (1 - d_{11}) \\
 E_{22} &= E_{22}^0 (1 - d_{22}) \\
 G_{12} &= G_{12}^0 (1 - d_{12}) \\
 G_{13} &= G_{13}^0 (1 - d_{13}) \\
 G_{23} &= G_{23}^0 (1 - d_{23})
 \end{aligned} \tag{2.6}$$

Avec :

- E_{ij} : Module d'élasticité longitudinale et transversale ($i=j=1,2$).
- G_{ij} : Module de cisaillement dans le plan et transversal ($i \neq j=1,2,3$).
- d_{ij} : Variable d'endommagement interne.

L'indice "0", se trouvant dans les équations précédentes, signifie que les modules d'élasticité et de cisaillement représentent les matériaux non endommagés.

Comme cité auparavant, le modèle de Nouri et al [81,82] utilise l'expression de l'énergie de déformation du matériau afin de déterminer la variable d'endommagement. Pour un matériau non endommagé, l'énergie de déformation élastique est donnée par :

$$\begin{aligned}
 2W_e &= \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \left[(E_{11}^0 \varepsilon_{11} + \nu_{21} E_{11}^0 \varepsilon_{22}) \varepsilon_{11} + (\nu_{12} E_{22}^0 \varepsilon_{11} + E_{22}^0 \varepsilon_{22}) \varepsilon_{22} \right] \\
 &\quad + G_{12}^0 \gamma_{12}^2 + G_{13}^0 \gamma_{13}^2 + G_{23}^0 \gamma_{23}^2
 \end{aligned} \tag{2.7}$$

Pour un matériau endommagé, l'énergie de déformation élastique est appelée " W_d ". L'expression de cette énergie est obtenue en remplaçant les modules d'élasticité et de cisaillement d'un matériau non endommagé par ceux qui caractérisent un matériau endommagé (Relation (2.6)).

$$\begin{aligned}
 2W_d &= \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \left[E_{11}^0 (1 - d_{11}) \varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu_{21} \varepsilon_{22} >_+ + E_{11}^0 \varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu_{21} \varepsilon_{22} >_- \right] \\
 &\quad + \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \left[E_{22}^0 (1 - d_{22}) \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu_{12} \varepsilon_{11} >_+ + E_{22}^0 \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu_{12} \varepsilon_{11} >_- \right] \\
 &\quad + G_{12}^0 (1 - d_{12}) \gamma_{12}^2 + G_{13}^0 (1 - d_{13}) \gamma_{13}^2 + G_{23}^0 (1 - d_{23}) \gamma_{23}^2
 \end{aligned} \tag{2.8}$$

$< A >_+$ et $< A >_-$ représentent respectivement les parties positive et négative de la quantité A. Ainsi, l'endommagement affecte E_{11} (respectivement E_{22}) quand la quantité $\varepsilon_{11} + \nu_{21} \varepsilon_{22}$ (respectivement $\varepsilon_{22} + \nu_{12} \varepsilon_{11}$) est positive. Cela s'explique par le fait que les fissures transversales dans les matrices se ferment pendant un chargement de compression, et par conséquent, son influence sur l'évolution de l'endommagement est nulle. Cependant, durant un chargement de traction, ces fissures sont actives et contribuent au développement de l'endommagement. Une fois l'énergie de déformation élastique, pour un matériau endommagé, définie, Nouri et al [81,82] ont proposé la notion de variable thermodynamique duale (Y_{ij}) qui est associée à la variable d'endommagement

d_{ij} . Cette variable est déterminée à partir de l'énergie " W_d ".

$$\begin{aligned}
Y_{11} &= -\frac{\partial w_d}{\partial d_{11}} = \frac{1}{2} \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} E_{11}^0 \varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu_{21}\varepsilon_{22} >_+ \\
Y_{22} &= -\frac{\partial w_d}{\partial d_{22}} = \frac{1}{2} \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} E_{22}^0 \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} >_+ \\
Y_{12} &= -\frac{\partial w_d}{\partial d_{12}} = \frac{1}{2} G_{12}^0 \gamma_{12}^2 \\
Y_{13} &= -\frac{\partial w_d}{\partial d_{13}} = \frac{1}{2} G_{13}^0 \gamma_{13}^2 \\
Y_{23} &= -\frac{\partial w_d}{\partial d_{23}} = \frac{1}{2} G_{23}^0 \gamma_{23}^2
\end{aligned} \tag{2.9}$$

Après avoir défini les variables thermodynamiques, Nouri et al. ont exprimé, en fonction de Y_{ij} , le taux d'endommagement dans chaque direction.

$$\begin{aligned}
\frac{\partial d_{11}}{\partial N} &= \dot{d}_{11} = \frac{\alpha_{11}\beta_{11}}{1 + \beta_{11}} (Y_{11})^{\beta_{11}-1} + \lambda_{11} Y_{11} \exp -(\delta_{11}N) \\
\frac{\partial d_{22}}{\partial N} &= \dot{d}_{22} = \frac{\alpha_{22}\beta_{22}}{1 + \beta_{22}} (Y_{22})^{\beta_{22}-1} + \lambda_{22} Y_{22} \exp -(\delta_{22}N) \\
\frac{\partial d_{12}}{\partial N} &= \dot{d}_{12} = \frac{\alpha_{12}\beta_{12}}{1 + \beta_{12}} (Y_{12})^{\beta_{12}-1} + \lambda_{12} Y_{12} \exp -(\delta_{12}N) \\
\frac{\partial d_{13}}{\partial N} &= \dot{d}_{13} = \frac{\alpha_{13}\beta_{13}}{1 + \beta_{13}} (Y_{13})^{\beta_{13}-1} + \lambda_{13} Y_{13} \exp -(\delta_{13}N) \\
\frac{\partial d_{23}}{\partial N} &= \dot{d}_{23} = \frac{\alpha_{23}\beta_{23}}{1 + \beta_{23}} (Y_{23})^{\beta_{23}-1} + \lambda_{23} Y_{23} \exp -(\delta_{23}N)
\end{aligned} \tag{2.10}$$

Avec :

- $\alpha_{11}, \beta_{11}, \lambda_{11}$ et δ_{11} : Paramètres d'endommagement du matériau dans la direction longitudinale
- $\alpha_{22}, \beta_{22}, \lambda_{22}$ et δ_{22} : Paramètres d'endommagement du matériau dans la direction transversale
- $\alpha_{12}, \beta_{12}, \lambda_{12}$ et δ_{12} : Paramètres d'endommagement dus au cisaillement dans le plan
- $\alpha_{13}, \beta_{13}, \lambda_{13}, \delta_{13}, \alpha_{23}, \beta_{23}, \lambda_{23}$ et δ_{23} : Paramètres d'endommagement dus au cisaillement transversal

Pour déterminer la variable d'endommagement $d_{ij}(N)$, l'intégration de l'équation (2.10) est effectuée à un nombre de cycle " N ", tout en prenant en compte la condition initiale : $d_{ij}(N = 0) = d_{ij}^{qs}$ [81]. Cette valeur initiale dépend de la précharge appliquée juste avant de commencer un essai de fatigue. Dans le cas où cette précharge est inférieure à la valeur seuil pour laquelle il y aura un endommagement dans la direction (i,j), la valeur de d_{ij}^{qs} sera nulle. La méthode de détermination des paramètres de ce modèle est citée dans l'Annexe A.

2.8.4.2 Modèle de Avanzini et al

Avanzini et al. [86] ont adapté le modèle de Nouri et al [81,82] défini auparavant. À partir de ce modèle, ils ont pu proposer un autre qui définit, dans une seule direction, l'évolution de l'endommagement en fatigue au sein des composites à fibres courtes. L'hypothèse de l'isotropie a été prise en considération en se basant sur des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage. Ces observations montrent que, pour un taux de fibres bien déterminé, il n'y a pas d'orientation préférée des fibres. Pour un matériau isotrope, les variables d'endommagement de Nouri et al [81,82] seront remplacées par une seule notée "d". Elle représente la réduction de la rigidité tout au long d'un essai de fatigue. En partant de l'équation (2.8) et en prenant en compte l'hypothèse de l'isotropie, l'énergie de déformation élastique devient [86] :

$$\begin{aligned}
 2W_d = & \frac{E^0(1-d)}{1-\nu^2} [\varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu\varepsilon_{22} >_+ + \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu\varepsilon_{11} >_+] \\
 & + \frac{E^0}{1-\nu^2} [\varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu\varepsilon_{22} >_- + \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu\varepsilon_{11} >_-] \\
 & + \frac{E^0(1-d)}{2(1+\nu)} \gamma_{12}^2
 \end{aligned} \tag{2.11}$$

À partir de l'expression de l'énergie de déformation élastique " W_d ", la variable thermodynamique dual sera comme suit :

$$\begin{aligned}
 Y = -\frac{\partial w_d}{\partial d} = & \frac{E^0}{2(1-\nu^2)} [\varepsilon_{11} < \varepsilon_{11} + \nu\varepsilon_{22} >_+ + \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22} + \nu\varepsilon_{11} >_+] \\
 & + \frac{E^0}{4(1+\nu)} \gamma_{12}^2
 \end{aligned} \tag{2.12}$$

Une fois la variable thermodynamique dual déterminée, il est possible d'évaluer la variable d'endommagement "d". Pour des essais de fatigue à déplacement contrôlé, la variable d'endommagement est calculée par l'intégration de l'expression du taux d'endommagement " $\frac{\partial d}{\partial N}$ ", dépendant du champ de déformation. Dans le cas des essais de fatigue à contrainte contrôlée, le champ de déformation change d'un cycle à un autre. Par conséquent, l'intégration du taux d'endommagement " $\frac{\partial d}{\partial N}$ " est impossible et une intégration numérique à chaque cycle est nécessaire. En revanche, un essai de fatigue peut contenir plusieurs milliers de cycles, ce qui augmente d'une façon exponentielle le temps de calcul. Afin d'éviter un temps de calcul numérique trop important, Avanzini et al. [86] ont proposé une expression permettant le calcul direct de la variable d'endommagement "d" sans passer par l'intégration de $\frac{\partial d}{\partial N}$.

$$d = \alpha \ln(N) Y^{\beta(1-Y)} \tag{2.13}$$

Où α et β sont les constantes qui définissent l'endommagement du matériau étudié. Le terme en logarithme népérien décrit la première phase de l'endommagement. En ce qui concerne la seconde phase, elle est décrite par $Y^{\beta(1-Y)}$. Avanzini et al. [87] ont aussi présenté une autre expression de la variable d'endommagement :

$$d = \alpha_{iso} \ln(N) Y^{\beta_{iso}(1-Y)} + \delta_{iso} NY \tag{2.14}$$

Où α_{iso} , β_{iso} et δ_{iso} sont les constantes de la variable d'endommagement. Cette expression permet de calculer l'endommagement dans le cas d'un essai de fatigue à contrainte contrôlée. La différence entre les deux expressions (2.13) et (2.14) réside dans le fait que, contrairement à (2.13), l'expression (2.14) dicte, grâce à $\delta_{iso}NY$, la tendance de la troisième phase de la courbe de variation d'endommagement.

2.8.4.3 Modèle de Ba Nghiep et al

Ba Nghiep et al. [88] ont développé une approche micro-macro-mécanique pour évaluer l'endommagement au sein d'un composite à fibres courtes contenant des microfissures dans la matrice. La Figure 2.9 donne une description de la méthode utilisée par Ba Nghiep et al. [88]. Cette méthode permet de déterminer la réduction de la rigidité d'un composite à fibres courtes, en présence des microfissures orientées d'une façon aléatoire dans la matrice. La Figure 2.9a représente un composite à fibres alignées contenant des microfissures parallèles. Selon Laws et al. [89], si le volume est suffisamment grand, les propriétés de ce matériau sont identiques à celles d'un stratifié contenant la même densité de fissures 2.9b. Avec ce type de matériau, la densité des fissures et la variable d'endommagement sont données par :

$$\beta = \frac{1}{L_f} \quad (2.15)$$

$$\alpha = \frac{e}{L_f} \quad (2.16)$$

Où L_f , e , β et α sont respectivement l'espacement entre les fissures, l'épaisseur du stratifié, la densité des fissures et la variable d'endommagement.

Law et al. [89] ont montré que si le diamètre des fibres est bien plus petit que la longueur des fissures, la matrice de rigidité "C" et de compliance "S" sont données par :

$$C(\alpha) = C^0 - \frac{1}{4}\pi\alpha C^0 \Lambda C \quad (2.17)$$

$$S(\alpha) = S^0 + \frac{1}{4}\pi\alpha \Lambda \quad (2.18)$$

L'indice "0" est utilisé pour les propriétés du matériau non endommagé et Λ est un tenseur dépendant des coefficients de la compliance.

La Figure 2.9c est obtenue à partir de la Figure 2.9a grâce à une fonction appelée fonction de distribution d'orientation.

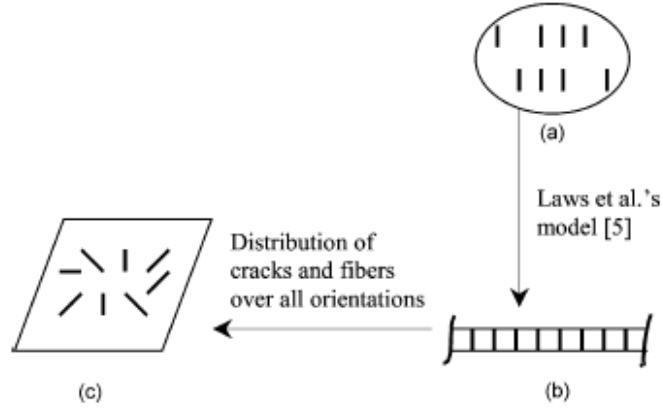


FIGURE 2.9 – Schéma de la procédure de détermination de la rigidité d'un composite à fibres courtes ayant des microfissures orientées d'une façon aléatoire dans la matrice [88]

En général, la fonction de distribution d'orientation de fibres courtes dépend des angles notés (θ, ψ) . Ils caractérisent l'orientation des fibres courtes ou des microfissures dans la matrice de polymère. Ces angles sont donnés à partir du système de coordonnées global lié au composite. Ba Nghiep et al. [88] ont proposé une expression de la matrice de rigidité d'un composite à fibres courtes contenant des microfissures distribuées aléatoirement.

$$\bar{C}(\alpha) = \int \int R(\alpha, \theta, \psi) f(\theta, \psi) d\theta d\psi \quad (2.19)$$

Avec :

- $R(\alpha, \theta, \psi)$: Matrice de rigidité globale d'un composite à fibres alignées. Cette matrice est obtenue en exprimant (2.17) dans le système de coordonnées globales.
- $f(\theta, \psi)$: Fonction de distribution d'orientation

La fonction de distribution d'orientation des fibres et des microfissures ainsi que celle de la densité sont données respectivement par les deux relations suivantes :

$$W(\theta) = \frac{1 - e^{-\lambda\theta}}{1 - e^{-\lambda\pi/2}} \quad (2.20)$$

$$w(\theta) = \lambda e^{-\lambda\theta} \quad (2.21)$$

Où λ est un paramètre qui caractérise le degré de distribution des fibres et des microfissures. Si la valeur de λ est importante, les fibres sont alignées et les microfissures sont parallèles. Dans le cas contraire (λ tend vers 0), les fibres et les microfissures sont distribuées aléatoirement. Ba Nghiep et al. [88] se sont focalisés sur le second cas, c'est à dire le cas où λ est petit. À partir des relations (2.17), (2.18), (2.20) et (2.21), la matrice de rigidité $\bar{C}(\alpha)$ s'écrit comme suit :

$$\bar{C}(\alpha) = \frac{\int_{-\pi/2}^0 R(\alpha, \theta) \lambda e^{-\lambda(-\theta)} d\theta + \int_0^{\pi/2} R(\alpha, \theta) \lambda e^{-\lambda\theta} d\theta}{2 \int_0^{\pi/2} \lambda e^{-\lambda\theta} d\theta} \quad (2.22)$$

Avec :

$$R(\alpha, \theta, \psi) = R(\alpha, \theta)$$

Cette expression permet de calculer, d'une manière numérique, la matrice de rigidité et cela pour une valeur bien déterminée de la variable d'endommagement " α ". Cependant, cette procédure de calcul ne fonctionne pas dans le cas d'une détermination de la dérivée d'un composant de la matrice de rigidité par rapport à la variable d'endommagement. C'est pour cette raison que Ba Nghiep et al. [88] ont proposé une expression analytique qui approxime la relation (2.22).

$$\bar{C}_{ij} = \bar{C}_{ij}^0 e^{-k_{ij}\alpha} \quad (2.23)$$

Où k_{ij} est le coefficient de réduction de rigidité. La méthode d'identification de ce coefficient est donnée dans l'Annexe A.

Une fois la réduction de la rigidité exprimée, Ba Nghiep et al. [88] définissent l'évolution de l'endommagement au sein d'un composite à fibres courtes, contenant des microfissures dans la matrice. Ils commencent par donner le potentiel thermodynamique qui est basé sur celui proposé par Renard et al. [90] pour les composites à fibres longues. Le potentiel thermodynamique correspondant à l'énergie de déformation élastique est donné par :

$$\Phi(\varepsilon_i, \alpha) = \frac{1}{2} \bar{C}_{ij}(\alpha) \varepsilon_i \varepsilon_j \quad (2.24)$$

À partir de ce potentiel, l'expression de la force thermodynamique est déterminée.

$$F(\varepsilon_i, \alpha) = \frac{\partial \Phi(\varepsilon_i, \alpha)}{\partial \alpha} = \frac{1}{2} \frac{\partial \bar{C}_{ij}}{\partial \alpha} \varepsilon_i \varepsilon_j \quad (2.25)$$

Cette force est utilisée pour imposer un critère dépendant de deux paramètres : la fonction seuil d'endommagement " F_c " et la force thermodynamique.

$$f(F, \alpha) = F_c(\alpha) - F \leq 0 \quad (2.26)$$

En fixant $f = 0$ et $df = 0$, l'évolution de l'endommagement est donnée par :

$$d\alpha = - \frac{\frac{d\bar{C}_{ij}}{d\alpha} \varepsilon_i d\varepsilon_j}{\frac{1}{2} \frac{d^2 \bar{C}_{ij}}{d\alpha^2} \varepsilon_i \varepsilon_j - \frac{dF_c}{d\alpha}} \quad (2.27)$$

2.8.5 Implémentation des modèles d'endommagement par fatigue dans des codes de calcul éléments finis

Les codes de calcul éléments finis contiennent généralement des modèles de comportement prédéfinis dans leurs bibliothèques. Afin de pouvoir implémenter un certain modèle, qui n'existe pas dans cette bibliothèque, il faut avoir accès à un code de calcul qui est ouvert. Cela veut dire que le code de calcul accepte des modèles de comportement proposés par l'utilisateur. Nouri et al. [81] et Ba Nghiep et al. [88] ont utilisé le code de calcul "Abaqus" afin de modéliser, par la méthode des éléments finis, une structure en composite soumise à un chargement cyclique. Durant cette modélisation, la variable

d'endommagement est calculée à chaque cycle. Afin de pouvoir implémenter le modèle d'endommagement proposé, Nouri et al. [81] et Ba Nghiep et al. [88] ont développé un sous-programme d'utilisateur UMAT (User MATerial). La Figure 2.10 met en évidence le principe de fonctionnement de la modélisation éléments finis adoptée par Nouri et al. [81]. Sur Abaqus, ils commencent par réaliser le modèle géométrique, appliquer les conditions aux limites et le chargement cyclique ainsi que rentrer les propriétés initiales du matériau. Ensuite, ils lancent le calcul pour le premier cycle du chargement. Une fois ce cycle fini, la variable d'endommagement est déterminée au niveau des points de Gauss à partir du champ de déformation. Cela s'effectue en utilisant les relations (2.9) et (2.10) dans UMAT. À partir de la variable d'endommagement, les propriétés mécaniques du matériau endommagé sont évaluées (Relation 2.6) et implémentées dans Abaqus afin de pouvoir lancer le cycle suivant. Le même principe est adopté tout au long de la modélisation jusqu'à atteindre le critère d'arrêt qui peut être : Un nombre de cycles maximal bien déterminé ou une valeur maximale de la variable d'endommagement (égale à 1). À la fin de la modélisation, Nouri et al. [81] récupèrent, à chaque nombre de cycle simulé, la réduction de la rigidité et la contrainte aux points de Gauss. D'autres travaux de modélisation de l'endommagement par fatigue ont été réalisés par Avanzini et al. [86, 87]. Les démarches faites pour implémenter le modèle d'endommagement proposé ressemblent à celles de Nouri et al. [81]. La seule différence réside au niveau du sous-programme UMAT qui a été remplacé par un autre personnalisé (USDFLD).

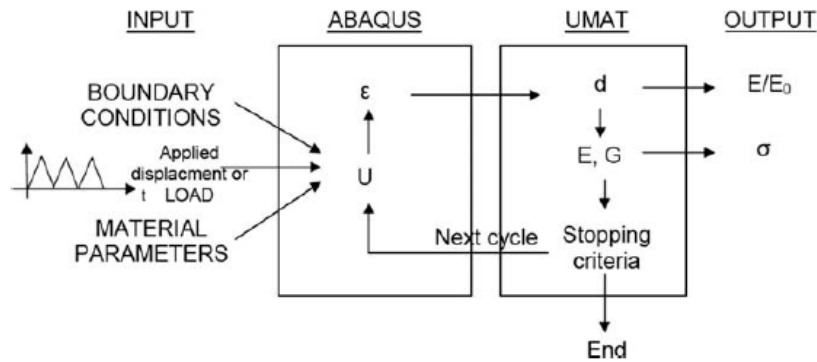


FIGURE 2.10 – Schéma explicatif de la méthode en boucle utilisée pour le calcul d'endommagement [81]

Dans la littérature, il existe des études qui réduisent le nombre de cycles simulés (gain en termes de temps de calcul) dans la modélisation des structures soumises à des chargements cycliques. Cette réduction du nombre de cycles est réalisée tout en garantissant une bonne qualité des résultats. Les études en question sont généralement basées sur une approche ou une méthode bien particulière [91, 92], connue sous le nom de "Cycle Jump" ou approche de saut de cycles.

2.8.6 Méthode de Cycle Jump

La méthode de Cycle Jump (Figure 2.11) consiste à réaliser une simulation numérique d'un essai de fatigue tout en prenant en compte certains nombres de cycles et tout en sautant d'autres. Le but principal de cette méthode est de gagner en termes de temps de calcul, tout en garantissant une bonne qualité des résultats numériques. Dans le cas d'une étude d'endommagement par fatigue, la variable «d» est extrapolée vers le nombre de cycles à simuler à partir de la valeur trouvée au nombre de cycles déjà simulé. Dans la littérature [78, 91, 92], l'extrapolation est assurée par la formule d'intégration explicite d'Euler qui sera présentée par la suite. Le nombre global de cycles à ne pas prendre en considération, aussi appelé NJUMP, est évalué à partir d'une démarche bien particulière qui débute par la détermination du nombre local de cycles à ne pas prendre en considération (NJUMP1).

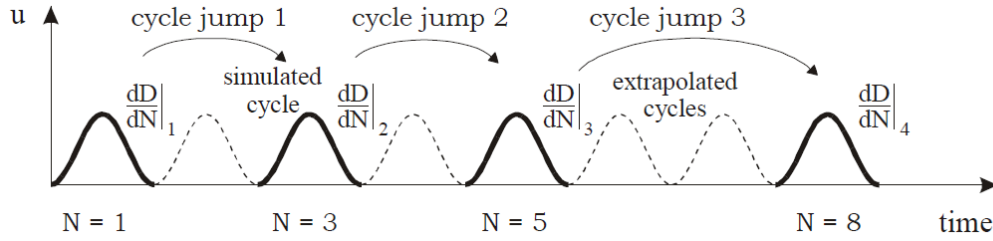


FIGURE 2.11 – Illustration du principe de "Cycle Jump" [91, 92]

2.8.6.1 Détermination du nombre local de cycles à ne pas simuler (NJUMP1)

Le nombre local de cycles à ne pas prendre en considération pendant une simulation (NJUMP1) est déterminé à chaque point de Gauss du maillage. Durant une étude d'endommagement par fatigue, la variable «d» et le taux de croissance « $\frac{d(d)}{dN}$ » sont eux aussi calculés à chaque point de Gauss du maillage utilisé. Ces entités sont déterminées à chaque nombre de cycles simulé. En effet, pour une variable «d» donnée ($d = 0$ à $N = 1$), le taux de croissance est calculé à partir du modèle d'endommagement choisi. En autorisant une augmentation bien déterminée de «d» entre deux nombres successifs de cycles simulés ($d_{N+NJUMP1} - d_N$), NJUMP1 peut être calculé par le biais de la relation 2.29, issue de la formule d'intégration explicite d'Euler (Relation 2.28) [78, 91, 92]. L'augmentation « $d_{N+NJUMP1} - d_N$ » est généralement définie par un critère d'endommagement.

$$d_{N+NJUMP1} = d_N + \frac{d(d)}{dN}|_N \cdot NJUMP1 \quad (2.28)$$

$$NJUMP1 = \frac{d_{N+NJUMP1} - d_N}{\frac{d(d)}{dN}|_N} \quad (2.29)$$

Avec :

— d_N : Variable d'endommagement à N cycles

- $d_{N+NJUMP1}$: Variable d'endommagement à $N+NJUMP1$ cycles
- $\frac{d(d)}{dN}|_N$: Taux de croissance de la variable d'endommagement, calculé à N cycles
- $d_{N+NJUMP1} - d_N$: Augmentation locale autorisée de la variable d'endommagement entre N et $N+NJUMP1$ cycles

2.8.6.2 Détermination du nombre global de cycles à ne pas simuler (NJUMP)

Une fois le NJUMP1 déterminé à chaque point de Gauss, il est nécessaire de calculer le nombre global de cycles à ne pas prendre en compte (NJUMP). Ce calcul se fait à chaque nombre de cycles simulé pour déterminer celui qui sépare deux nombres successifs de cycles simulés. La plus simple méthode est de prendre le NJUMP1 le plus petit comme étant la valeur du NJUMP. Cette méthode n'est pas recommandée car elle engendre une augmentation très importante du temps de calcul. En effet, durant une simulation de fatigue, certains points de Gauss connaissent un taux de croissance « $\frac{d(d)}{dN}|_N$ » très important. À partir de la relation 2.29, il est possible de constater que plus $\frac{d(d)}{dN}|_N$ est grand plus NJUMP1 est petit. Cela donne un nombre global de cycles à ne pas simuler qui est très faible. Une meilleure méthode consiste à : déterminer la distribution de la fréquence relative de NJUMP1 pour un nombre de cycles simulé, déterminer l'évolution de la fréquence relative cumulative et évaluer NJUMP qui correspond à un petit pourcentage de la fréquence relative cumulative (pourcentage ne dépassant pas les 10%) [78, 91]. La distribution de la fréquence relative est déterminée en passant par différentes étapes : évaluer le NJUMP1 le plus élevé « $NJUMP1_{max}$ », diviser l'intervalle entre 0 et $NJUMP1_{max}$ en sous-intervalles égaux appelés « classes » dans la terminologie des statistiques et évaluer le nombre de NJUMP1 se trouvant dans chaque classe. À partir de ces étapes, il est important de souligner que le bon fonctionnement de la méthode de Cycle Jump passe par un choix rigoureux du nombre de classes ou de leur taille. Une fois le nombre de NJUMP1 déterminé à chaque classe, la fréquence relative est calculée par le biais de l'expression suivante [91, 92] :

$$F_r = \frac{N_{NJUMP1/classe}}{N_{NJUMP1-total}} \quad (2.30)$$

Avec :

- F_r : Fréquence relative de NJUMP1
- $N_{NJUMP1/classe}$: Nombre de NJUMP1 par classe
- $N_{NJUMP1-total}$: Nombre de NJUMP1 total

La fréquence relative cumulative est déterminée en cumulant les valeurs de la fréquence relative lors du passage d'une classe à une autre. Cela signifie que la nouvelle évolution obtenue sera comprise entre 0 et 1. Van Paepegem et al. [91, 92] ont réalisé une simulation numérique d'un essai de fatigue en flexion avec un maillage contenant 838 points de Gauss et un $NJUMP1_{max}$ égal à 10^5 cycles. En fixant la taille des classes à 10^3 cycles, ils ont obtenu la distribution de la fréquence relative présentée dans la Figure 2.12. La cumulation de cette fréquence a donné naissance à l'évolution de la fréquence relative cumulative, présentée dans la Figure 2.13.

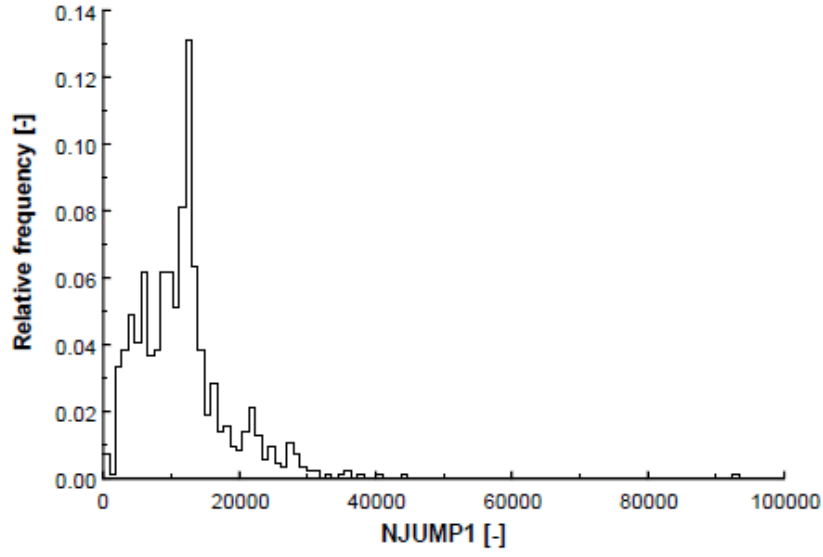


FIGURE 2.12 – Distribution de la fréquence relative de NJUMP1 [91]

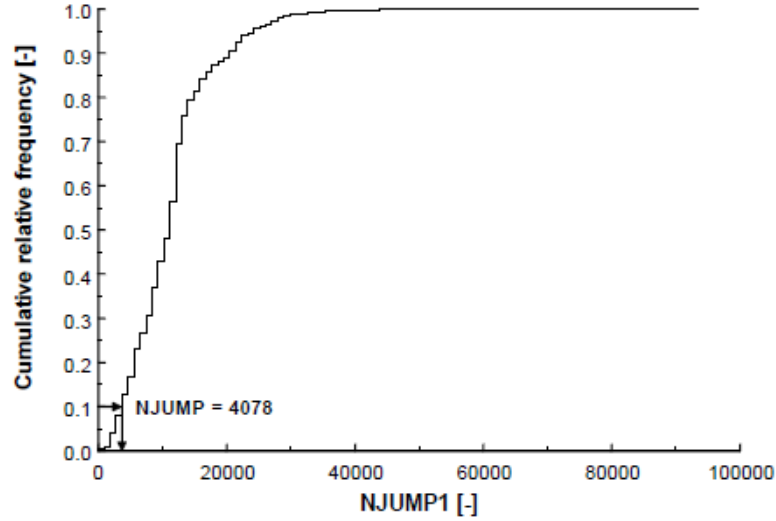


FIGURE 2.13 – Distribution de la fréquence relative cumulative de NJUMP1 [91]

Dans ce cas de figure, Van Paepegem et al. [91, 92] ont pris le nombre de cycles correspondant à 10% de la fréquence cumulative maximale (4078 cycles) comme étant la valeur de NJUMP. Une fois le NJUMP calculé, la variable d'endommagement au prochain nombre de cycles à simuler est déterminée par le biais de la formule d'intégration explicite d'Euler [78, 91, 92].

$$d_{N+NJUMP} = d_N + \frac{d(d)}{dN} \Big|_N \cdot NJUMP \quad (2.31)$$

Partie 3 : Vieillissement hygrothermique des composites à fibres naturelles courtes

2.9 Phénomène de diffusion d'humidité

L'étude de la diffusion d'humidité au sein des composites à fibres naturelles peut se faire à l'aide de deux techniques : par immersion dans de l'eau distillée ou par humidité relative (HR). Ce type d'humidité, aussi appelé «degré hygrométrique», est défini par un rapport de pression partielle.

$$HR = \frac{P_p}{P_s} \quad (2.32)$$

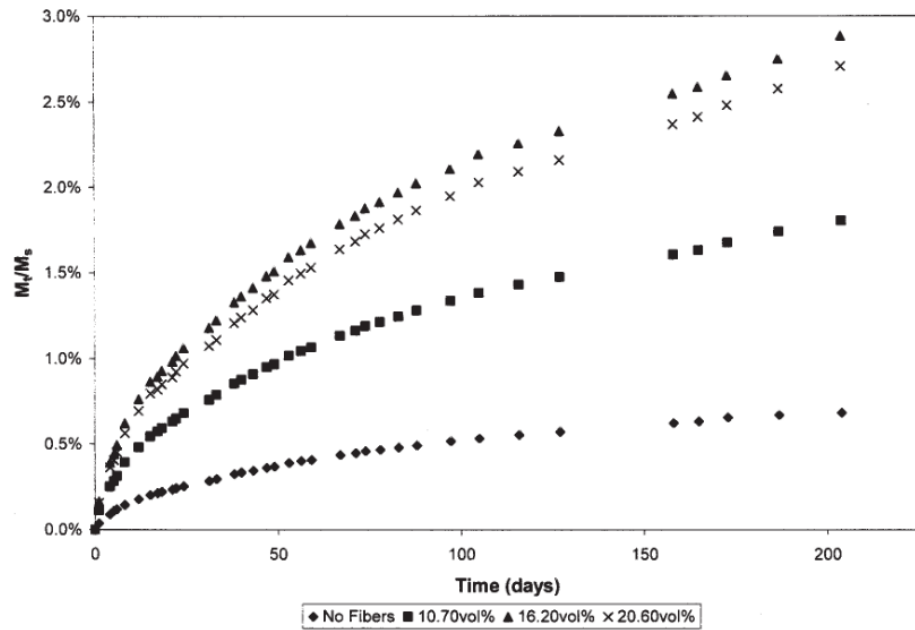
Où P_p est la pression partielle de la vapeur d'eau contenue dans l'air et P_s est celle de la vapeur saturante. Ceci veut dire que P_s caractérise la pression partielle de la vapeur d'eau contenue dans l'air saturé (humidité absolue égale à 100%). Afin de pouvoir déterminer les pressions partielles, un passage par la loi de Dalton est nécessaire. Cette loi exprime les pressions partielles en fonction de la fraction moléculaire et de la pression totale.

$$P_p = x_i P_{Tot} \quad (2.33)$$

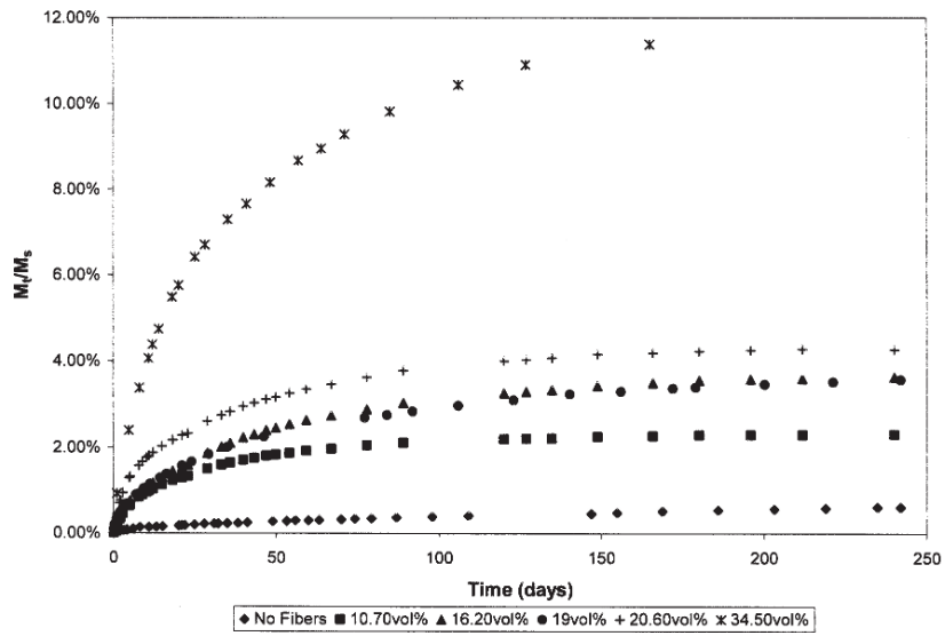
$$x_i = \frac{n_i}{n_{Tot}} \quad (2.34)$$

Où x_i , n_i , n_{Tot} et P_{Tot} sont respectivement la fraction molaire du constituant, le nombre de moles du constituant, le nombre total de moles et la pression totale.

L'étude bibliographique, présentée dans la Figure 2.14, a montré que la diffusion d'humidité par immersion est bien plus rapide que celle par humidité relative. Pour les échantillons immergés dans de l'eau distillée, la saturation en humidité est atteinte après 100 jours. Tandis que, avec les essais de prise de masse par humidité relative, les échantillons n'atteignent pas la saturation après 200 jours.



(a) Prise de masse en humidité à 94% de HR et à 23 ° C pour des échantillons rectangulaires 81 mm x 63 mm x 7 mm



(b) Prise de masse en humidité par immersion dans de l'eau distillée à 23 ° C : 0%, 19% et 35% de fibres avec des échantillons cylindriques de rayon 35.3 mm et d'épaisseur 7 mm ; 11%, 16% et 21% de fibres avec des échantillons rectangulaires 81 mm x 63 mm x 7 mm

FIGURE 2.14 – Prise de masse du composite Polyester/fibres de chanvre en fonction du temps d'exposition à l'humidité [93]

Dans la littérature, le phénomène de diffusion d'humidité est généralement décrit par un modèle utilisant un coefficient de diffusion constant. Ce modèle est connu sous le nom du «modèle de Fick» [94–99]. Il sert à évaluer la prise de masse en l'humidité tout au long du processus d'absorption. L'équation caractéristique du modèle s'écrit sous la forme [94] :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_x \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + D_y \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + D_z \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \quad (2.35)$$

Où C , (D_x, D_y, D_z) et t sont respectivement la concentration locale en humidité, les coefficients de diffusion dans les trois directions et le temps de diffusion de l'humidité dans le matériau. Dans le cas d'un matériau isotrope et homogène, les trois coefficients de diffusion deviennent égaux et l'équation (2.35) devient :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right) \quad (2.36)$$

Dans la plupart des études de diffusion d'humidité, le modèle de Fick est utilisé dans le cas unidimensionnel. Dans ce cas de figure, l'évolution de la concentration en fonction du temps et de l'espace est donnée par [98,100] :

$$C(x, t) = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{sat} \frac{(-1)^n}{(2n+1)} \exp \left(-D \frac{(2n+1)^2}{h^2} \pi^2 t \right) \cos \left(\frac{(2n+1)\pi}{h} x \right) \quad (2.37)$$

L'expression de la concentration (Relation 2.37) est généralement obtenue par la résolution de l'équation de Fick (Relation 2.36) en utilisant la méthode de séparation de variable dans le cas unidimensionnel [101]. Une fois que la concentration est exprimée, la prise de masse en humidité peut être déterminée en intégrant la relation 2.37 sur l'épaisseur de l'échantillon et sur une aire soumise au flux de concentration.

$$M_t = \int_0^h A.C(x, t)dx \quad (2.38)$$

Où A est l'aire soumise au flux de concentration, h est l'épaisseur de l'échantillon et x est la direction du flux.

L'intégration de la relation 2.38 donne l'expression de la prise de masse à un temps donné "t" [97–100].

$$M_t = M_{sat} \left(1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left(-D \frac{(2n+1)^2}{h^2} \pi^2 t \right) \right) \quad (2.39)$$

Avec M_{sat} et D qui représentent respectivement la prise de masse maximale en l'humidité (ou à la saturation) et le coefficient de diffusion. Dans la littérature, la relation 2.39 est généralement remplacée par une autre expression simplifiée qui donne une valeur approximative de la prise de masse en humidité [98,99].

$$M_t = M_{sat} \left(1 - \exp \left[-7,3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0,75} \right] \right) \quad (2.40)$$

Une fois M_{sat} déterminée grâce à la courbe de prise de masse à diffusion fickienne (Figure 2.15), le coefficient "D" peut être exprimé à partir de la pente de cette dernière.

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_{sat}} \right)^2 \left(\frac{M_1 - M_2}{\sqrt{t_1} - \sqrt{t_2}} \right)^2 \quad (2.41)$$

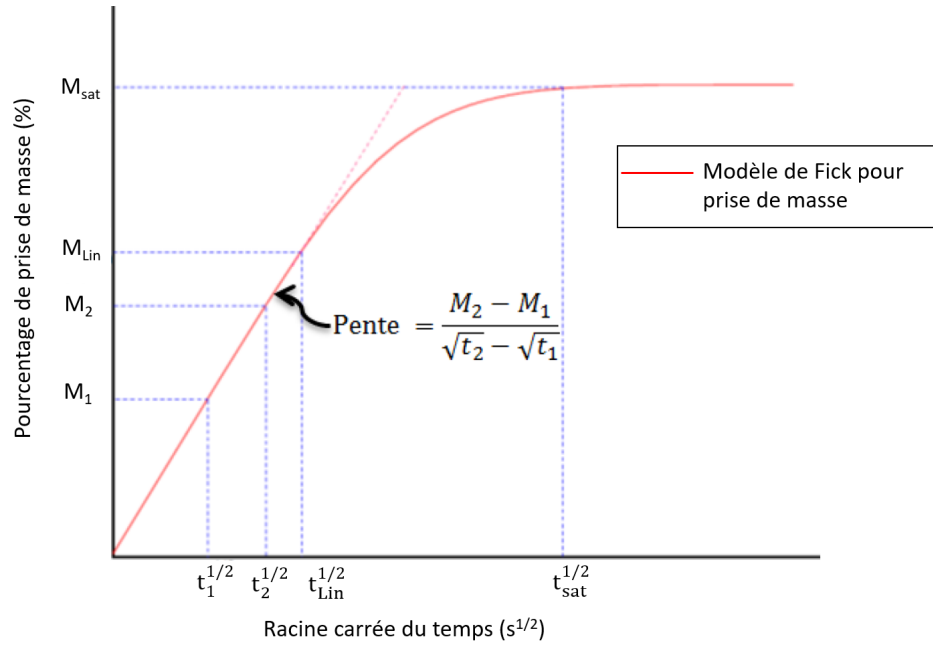


FIGURE 2.15 – Courbe de prise de masse en humidité présentant une diffusion fickienne [100]

2.10 Influence de la température de l'eau d'immersion sur la prise de masse en humidité

Dans la littérature, certains auteurs se sont concentrés sur l'influence de la température de l'eau d'immersion sur la courbe de prise de masse en humidité (ou en eau). Parmi ces auteurs, il est possible de citer Bensalem et al. [94,102] qui ont étudié l'effet de la température d'eau d'immersion sur la prise de masse d'un composite à fibres naturelles courtes constitué de polypropylène et de fibres de chanvres. Les températures qui ont été choisies sont 20, 40, 60 et 80 °C, appliquées sur des échantillons constitués de polypropylène et de 30%Vf (fraction volumique) de fibres courtes de chanvre (Figure 2.16). À partir de cette étude, Toubal et al. [94,102] ont remarqué que la prise de masse à la saturation ne dépend pas de la température d'immersion. Ceci indique que cette grandeur reste inchangée pour n'importe quelle valeur de température. Aussi, ils ont mis en évidence que le coefficient de diffusion s'accroît avec l'augmentation de la température de l'eau d'immersion. Ce coefficient est caractérisé par la pente de la

courbe de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps. Il définit alors la vitesse de propagation de l'humidité au sein du matériau en question. Par conséquent, plus la température d'immersion est importante, plus le seuil de saturation est atteint rapidement.

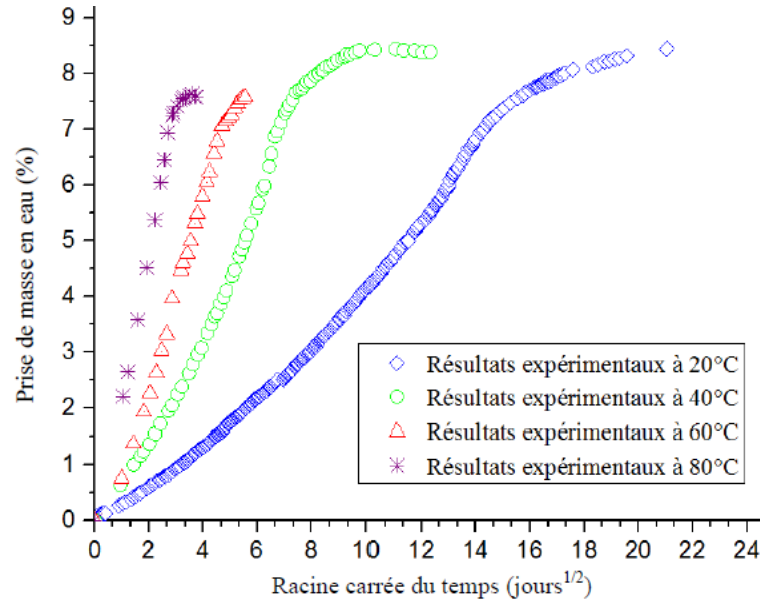


FIGURE 2.16 – Prise de masse en humidité en fonction de la racine carrée du temps, à différentes températures [94,102]

2.11 Influence du taux de fibres naturelles sur la prise de masse en l'humidité

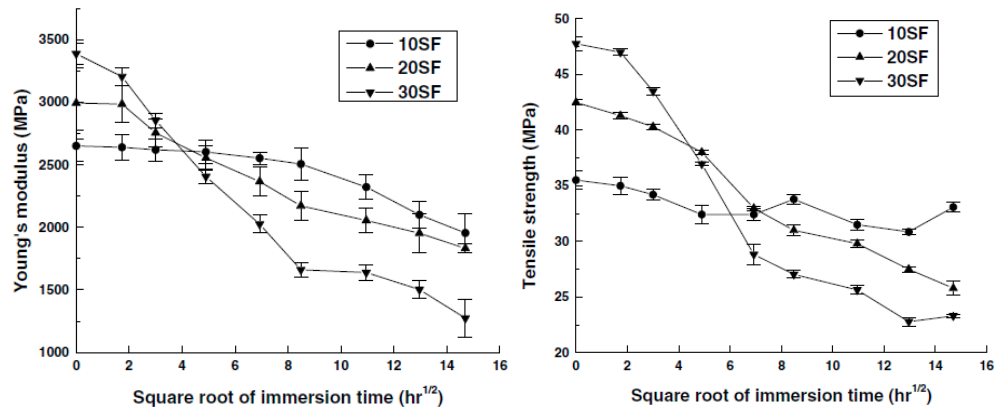
Des études portant sur l'influence du taux de fibres naturelles sur la prise de masse en humidité sont importantes afin de mettre en évidence les caractères respectivement hydrophile et hydrophobe des fibres naturelles et des matrices en polymère. Parmi ces études, se retrouve celle de Rouison et al. [93] qui a étudié l'effet de l'augmentation du taux de fibres de chanvre sur la prise de masse en l'humidité. La Figure 2.14b de la section 2.9 présente l'évolution de la prise de masse en fonction du temps, pour le composite polyester/fibres de chanvre. Cette évolution est exprimée à différents pourcentages de fibres et pour deux géométries différentes d'échantillon. Les échantillons pris en considération sont cylindriques et parallélépipédiques. Dans le cas d'une section cylindrique, la prise de masse s'accroît lorsque le taux de fibres augmente de $0\%V_f$ à $35\%V_f$. Pour celle rectangulaire, l'évolution de la prise de masse suit le même comportement que le précédent, et cela, en passant de $11\%V_f$ à $21\%V_f$ du taux volumique de fibres.

2.12 Influence de l'humidité sur le comportement mécanique du composite à fibres naturelles

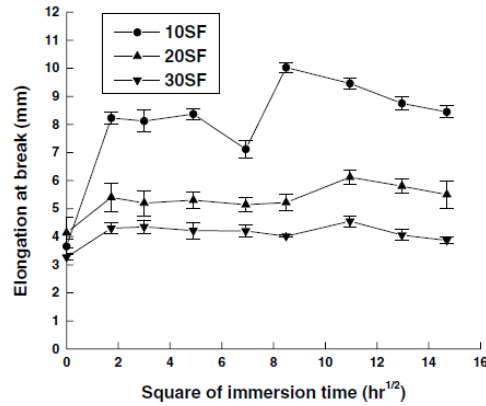
Dans la littérature, les études portant sur l'effet de l'humidité sur le comportement mécanique des composites à fibres naturelles courtes sont nombreuses. Ces études concernent généralement la détermination des propriétés mécaniques en quasi-statique avant et après vieillissement hygrothermique (immersion ou immersion+séchage) des échantillons.

2.12.1 Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction

Plusieurs auteurs ont étudié l'effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction des composites à fibres naturelles courtes. Parmi ces auteurs, il est possible de citer : Chow et al. [103], Hu et al. [104], Dhakal et al. [105] et Bensalem [100]. Pour mettre en évidence l'influence de l'humidité sur les propriétés mécaniques en traction du matériau étudié, ces auteurs ont déterminé l'évolution du module d'Young, de la déformation à la rupture et de la résistance à la traction en fonction du taux d'humidité absorbé. L'étude de Chow et al. [103] s'est intéressée à l'effet de l'humidité sur le comportement en traction du composite en polypropylène renforcé avec des fibres courtes de sisal. La Figure 2.17a et la Figure 2.17b montrent respectivement que le module d'Young et la résistance à la traction diminuent en augmentant le temps d'immersion, soit, le taux d'humidité au sein du composite étudié. Cette diminution devient de plus en plus importante en augmentant le taux de fibres de sisal. Pour l'allongement à la rupture (Figure 2.17c), il augmente avec la hausse du temps d'immersion. Cette augmentation s'accroît encore avec un fort taux de fibres. Les désignations mentionnées dans la Figure 2.17 définissent la composition des échantillons utilisés. Cette dernière est rapportée dans la Table 2.6. Des études similaires ont été réalisées par Hu et al. [104], Dhakal et al. [105] et Bensalem [100]. Ces auteurs ont étudié l'effet de l'humidité sur le comportement quasi-statique en traction du polylactide/fibres de jute et du polypropylène/fibres de chanvre. Leurs résultats sont présentés dans l'Annexe B.



(a) Variation du module d'Young en fonction du temps d'immersion (b) Variation de la résistance à la traction en fonction du temps d'immersion



(c) Variation de l'allongement à la rupture en fonction du temps d'immersion

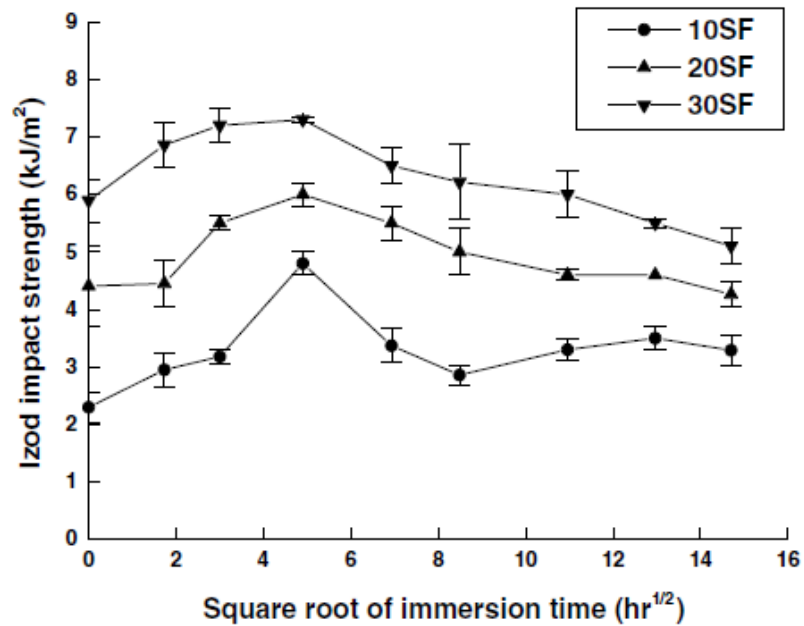
FIGURE 2.17 – Effet de l'humidité sur le comportement en traction du PP/fibres de sisal [103]

TABLE 2.6 – Composition des échantillons en PP/fibres de sisal utilisés par Chow et al [103]

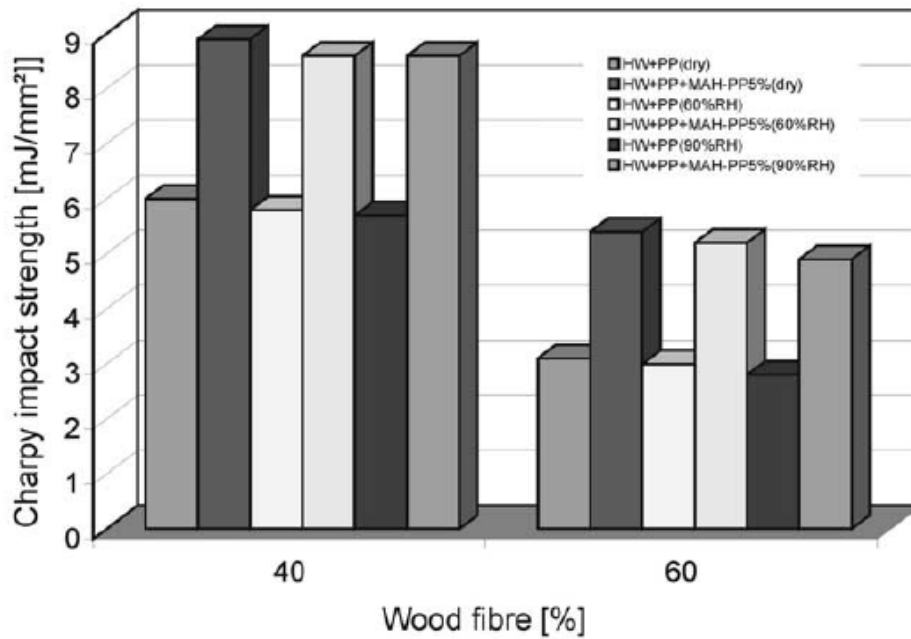
Désignations	fibres de sisal (wt%)	MA-g-PP (wt%)	PP(wt%)
10SF	10	9	81
20SF	20	18	62
30SF	30	27	40

2.12.2 Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en résistance à l'impact

Dans la littérature, il existe d'autres études qui portent sur l'influence de l'humidité sur la résistance à l'impact du composite à fibres naturelles courtes. Chow et al. [103] et Bledzki et al. [54] se sont intéressés à ce type d'étude en se concentrant respectivement sur le polypropylène/fibres de sisal et le polypropylène/fibres de bois. La Figure 2.18a présente l'évolution de la résistance à l'impact en fonction du temps d'immersion pour le composite polypropylène/fibres de sisal. Cette évolution est caractérisée par une augmentation de la résistance jusqu'à une certaine valeur du taux d'humidité. Dès que celle-ci est dépassée, la résistance diminue. Le même comportement a été détecté pour les différents pourcentages de fibres introduites dans la matrice de polypropylène avec, bien sûr, une augmentation de l'évolution de la résistance à l'impact avec l'accroissement du pourcentage de fibres. Les désignations mentionnées sur la Figure 2.18a ont été expliquées dans la Table 2.6. La Figure 2.18b présente l'évolution de la résistance à l'impact en fonction du taux de fibres de bois, pour des pourcentages d'humidité relative (HR) de 60% et 90%. Les essais d'absorption d'humidité ont été menés en plaçant les échantillons dans un environnement humide avec une humidité relative de 60% et de 90% pendant 72 heures. Les résultats montrent que, pour 40%wt et 60%wt de fibres de bois et pour des échantillons sans ou avec l'agent de couplage MAH-PP, la résistance à l'impact diminue en passant d'un échantillon sain à un autre humide. Cette diminution prend de l'importance lorsque le taux de HR s'accroît. Cela s'explique par le fait que le taux de fibres dans le composite influence la quantité de HR absorbé, qui à son tour affecte la résistance à l'impact.



(a) Résistance à l'impact en fonction du temps d'immersion pour le polypropylène/fibres de sisal. La température d'immersion étant de 90 °C [103]

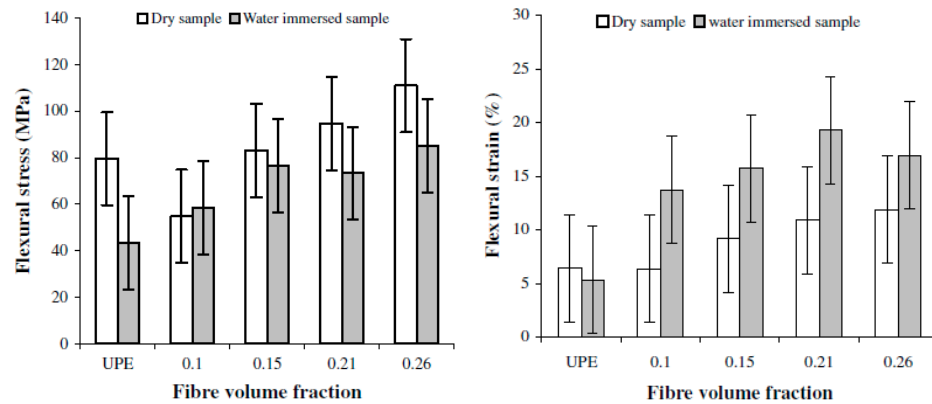


(b) Résistance à l'impact en fonction du taux de fibres pour le polypropylène/fibres de bois et pour 60 et 90% de HR [54]

FIGURE 2.18 – Effet de l'humidité sur la résistance à l'impact

2.12.3 Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en flexion

Une étude approfondie de la littérature a mis en lumière des travaux portant sur l'effet de la prise de masse en humidité sur le comportement en flexion des composites à fibres naturelles courtes. Parmi ces études, celle de Dhakal et al. [105] qui ont étudié l'effet de l'humidité et du taux de fibres sur le comportement en traction et en flexion des composites en polyester/fibres de chanvre. Pour cette étude, les essais d'immersion ont été réalisés dans l'eau distillée à 25 °C pendant 888 heures. Après immersion, les échantillons ont subi des essais quasi-statiques de flexion. Comme présenté dans la Figure 2.19, ces essais montrent que l'humidité diminue la résistance à la flexion et augmente la déformation qui lui correspond, et ceci, pour la plupart des taux de fibres utilisés entre 0,1% V_f et 0,26% V_f .



(a) Résistance à la flexion en fonction de la fraction volumique des fibres avant et après vieillissement hygrométrique (b) Déformation à la flexion en fonction de la fraction volumique des fibres, avant et après vieillissement hygrométrique

FIGURE 2.19 – Influence de l'humidité et du taux de fibres sur le comportement en flexion du composite polyester/fibres de chanvre [105]

2.13 Autres modèles de diffusion d'humidité proposés par la littérature

Dans la littérature, les modèles qui traduisent la diffusion de l'humidité au sein des composites à fibres naturelles sont nombreux. Certains sont basés sur un coefficient de diffusion constant «modèle de Fick», d'autres utilisent soit un coefficient de diffusion dépendant du temps d'immersion, soit des hypothèses et des probabilités liées aux molécules d'eau. Il existe, malgré tout, un point commun entre ces différents modèles : ils permettent d'évaluer la prise de masse en humidité à chaque instant d'immersion (ou d'humidité relative).

2.13.1 Modèle de Langmuir

Le modèle de Langmuir [106] est basé sur des probabilités liées à la mobilité des molécules d'eau absorbées lors du processus de diffusion de l'humidité. Harris et al. [106] se sont ainsi intéressés au modèle de Langmuir afin de déterminer la prise de masse en humidité au sein des composites à matrice d'époxy. Selon ce modèle, la prise de masse en humidité, dans le cas unidimensionnel, est déterminée par :

$$M_t = M_{sat} \left[\left(\frac{\beta}{\beta + \gamma} \right) e^{-\gamma t} y(t) + \left(\frac{\beta}{\beta + \gamma} \right) (e^{-\beta t} - e^{-\gamma t}) + (1 - e^{-\beta t}) \right] \quad (2.42)$$

Avec :

— $y(t)$: Expression qui dépend du temps et du taux de saturation noté "k".

$$y(t) = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp(-k(2n+1)^2 t) \quad (2.43)$$

— k : Taux de saturation

$$k = \frac{\pi^2 D_\gamma}{h^2} \quad (2.44)$$

— D_γ : Coefficient de diffusion lié aux molécules mobiles

— h : Épaisseur de l'échantillon

— γ : Probabilité des molécules mobiles à devenir immobiles

— β : Probabilité des molécules immobiles à devenir mobiles

Les deux probabilités citées auparavant sont liées par la relation suivante :

$$\gamma n_1 = \beta n_2 \quad (2.45)$$

Où n_1 et n_2 sont respectivement le nombre de molécules mobiles et immobiles par unité de volume.

2.13.2 Modèle basé sur la relaxation du matériau

La relaxation des polymères est un comportement à long terme qui peut forcer les macro-molécules à se séparer, ce qui provoque un gonflement au sein de la matrice. Ce gonflement engendre généralement une redistribution des vides. Suite à la relaxation, la capacité d'absorption du polymère est accrue. Afin de prendre en compte ce phénomène, Xu Jiang et al. [98,99] ont utilisé un modèle de diffusion d'humidité proposé par Berens et Hopfenberg [107]. Ce modèle présente une superposition linéaire de la diffusion de Fick ainsi que celle issue de la relaxation du polymère. Selon ce modèle, l'expression de la prise de masse en humidité est donnée par :

$$M_t = M_{t,F} + M_{t,R} \quad (2.46)$$

Où $M_{t,F}$ et $M_{t,R}$ sont respectivement la prise de masse due à la diffusion de Fick et celle engendrée par la relaxation du polymère. $M_{t,F}$ est donné par la relation 2.40, tandis que $M_{t,R}$ s'exprime de la façon suivante [98,99] :

$$M_{t,R} = M_{\infty,R} [1 - \exp(-Kt)] \quad (2.47)$$

Où K et $M_{\infty,R}$ représentent respectivement la constante du taux de relaxation et la prise de masse maximale en humidité, liée à la relaxation du matériau. En injectant la relation 2.40 et la relation 2.47 dans l'expression de la prise de masse totale (relation 2.46), cette dernière devient :

$$M_t = M_{sat} \left(1 - \exp \left[-7,3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0,75} \right] \right) + M_{\infty,R} [1 - \exp(-Kt)] \quad (2.48)$$

Cette expression est présentée dans la Figure 2.20 afin de mettre en évidence la différence entre le modèle de Fick et celui prenant en compte la relaxation du matériau. À partir de cette figure, il est possible de remarquer que le modèle proposé par Berens et Hopfenberg [107] présente deux stades : un premier linéaire suivant la diffusion fickienne et un second qui prend en compte la relaxation du matériau et qui débute une fois que la saturation fickienne est atteinte.

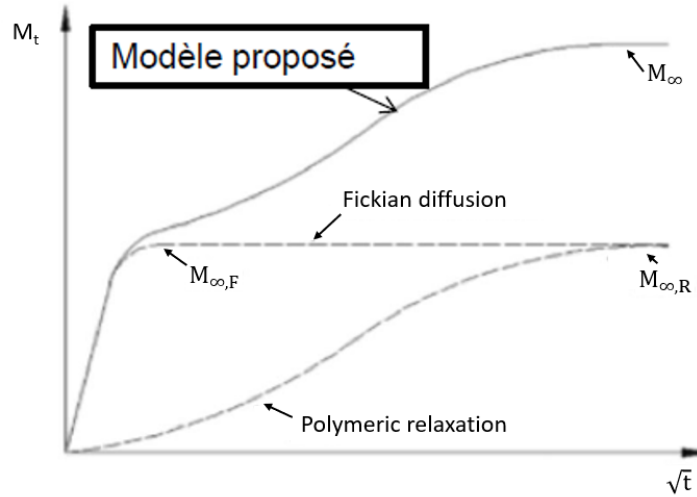


FIGURE 2.20 – Différence entre la diffusion fickienne et celle basée sur la relaxation du matériau [98, 99]

2.13.3 Modèle à coefficient de diffusion dépendant du temps

Comme mentionné précédemment, le modèle de Fick est le plus utilisé dans l'évaluation de la prise de masse en humidité au sein d'un composite à fibres naturelles. Bensalem et al. [94, 100] ont comparé les résultats analytiques issus de ce modèle avec ceux issus des essais d'immersion réalisés sur des échantillons en polypropylène/fibres de chanvres. Ils ont constaté que le modèle de Fick ne décrit pas parfaitement les courbes expérimentales. De ce fait, ils ont proposé un modèle de diffusion plus fidèle à ces courbes. Ce modèle présente un coefficient de diffusion variable. Ce coefficient, proposé par Bensalem et al. [94, 100, 102], dépend de la température et du temps :

$$D(T, t) = D_0 e^{wt^2} \quad (2.49)$$

Où T , t , D_0 et w sont respectivement la température de l'eau d'immersion, le temps d'immersion, le coefficient de diffusion initial et le paramètre de correction. D_0 dépend de la température et suit la loi d'Arrhenius [108].

$$D_0(T) = d_0 e^{\left(-\frac{E_a}{RT}\right)} \quad (2.50)$$

Où E_a , R et d_0 sont respectivement l'énergie d'activation du phénomène, la constante des gaz parfaits et le facteur de fréquence. Ce facteur a les mêmes dimensions que D_0 et sa valeur est celle du coefficient de diffusion initial quand la quantité en exponentielle est égale à l'unité.

Le paramètre de correction " w " est déterminé en ajustant la courbe de prise de masse numérique, obtenue à partir de la relation 2.49, avec celle issue des essais expérimentaux. Ceci a permis à Bensalem et al. [94, 100] d'exprimer w comme suit :

$$w(T) = 6.499.10^{-17} . e^{\left(\frac{T}{10,80848}\right)} \quad (2.51)$$

Après avoir proposé une expression pour le coefficient de diffusion, Bensalem et al. [94, 100] ont injecté les relations (2.49), (2.50) et (2.51) dans la solution analytique issue de l'équation de Fick (Relation 2.39). La solution obtenue (Relation 2.52) permet ainsi de décrire, d'une façon plus exacte, le phénomène de prise de masse en humidité au sein des composites à fibres naturelles courtes comme le polypropylène/fibres de chanvre.

$$M_t = M_{sat} \left(1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left(-d_0 e^{\left(-\frac{E_a}{RT}\right)} e^{wt^2} \frac{(2n+1)^2}{h^2} \pi^2 t \right) \right) \quad (2.52)$$

2.14 Conclusion

L'étude bibliographique réalisée tout au long de ce projet de doctorat a été présentée dans ce chapitre. Comme il a été mentionné dans plusieurs sections, cette étude s'est concentrée sur les composites à fibres naturelles courtes pour rester dans le contexte des travaux de recherche à effectuer. La première partie de ce chapitre a présenté les différents constituants d'un composite à fibres naturelles ainsi que les principaux travaux réalisés sur le PP/PE renforcé avec des fibres de bois. Grâce à cette partie, il a été démontré que les travaux de recherche portant sur la fatigue des composites PE (ou PP) renforcé avec des fibres de bois courtes sont presque inexistantes. La deuxième partie s'est intéressée à l'endommagement par fatigue des composites à fibres naturelles courtes. Il a été démontré que, durant un essai de fatigue, la chute de la rigidité passe par trois phases : phase d'adoucissement du matériau (phase I), phase de cinétique d'endommagement faible (phase II) et phase de perte de rigidité importante, caractérisée par la rupture du matériau composite (phase III). De plus, cette partie a permis de mettre en évidence l'existence de différentes approches dans la modélisation de l'endommagement. En effet, les modèles d'endommagement peuvent appartenir à l'approche phénoménologique, micro-mécanique ou progressive. Ceci dépend de la définition de la variable d'endommagement. Durant la deuxième partie de ce chapitre, quelques modèles d'endommagement, définis dans la littérature, ainsi que la méthode

de Cycle Jump ont été présentés. Cette méthode permet de simuler un essai de fatigue tout en réduisant le temps de calcul et en garantissant une bonne qualité des résultats. La troisième partie de ce chapitre bibliographique s'est penchée sur les travaux de recherche liés à la diffusion d'humidité au sein des composites à fibres naturelles courtes. Cette partie a commencé par présenter l'influence du taux de fibres et de la température d'immersion sur la prise de masse en humidité. À partir de ces travaux, il était possible de conclure que l'augmentation du taux de fibres naturelles engendre une croissance au niveau de la prise de masse. Pour la température d'immersion, il a été prouvé que son augmentation cause l'élévation de la cinétique de diffusion sans affecter la prise de masse à la saturation. Ensuite, l'effet de l'humidité, au sein des composites à fibres naturelles, sur les propriétés mécaniques en quasi-statique (traction, impact et flexion) a été mis en évidence. Ces travaux ont permis de révéler que l'absorption d'eau provoque la chute de ces propriétés. À la fin de la troisième partie, quelques modèles de diffusion non-fickienne ont été évoqués afin de montrer la différence entre ces derniers et celui de Fick. En s'appuyant sur ces travaux, il était possible de remarquer que les modèles de diffusion, existants dans la littérature, ne font pas intervenir les propriétés physiques du matériau. Dans la suite de ce travail, les résultats expérimentaux et numériques seront respectivement présentés dans le chapitre 3 et le chapitre 4.

Chapitre 3

Caractérisation, durabilité et endommagement par fatigue

3.1 Introduction

La première partie de ce chapitre présente le matériau étudié, le processus de fabrication des échantillons ainsi que la méthodologie adoptée pour la partie expérimentale du projet de doctorat. La deuxième partie contient les résultats expérimentaux, en quasi-statique et en fatigue, obtenus avec des échantillons sains en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. De plus, cette partie comprend une comparaison entre ces résultats et ceux de la littérature portant sur le Nylon. Le but de cette comparaison est de mettre en relief les avantages du nouveau composite développé dans ce projet. La troisième partie de ce chapitre examine l'effet du vieillissement hygrothermique sur les propriétés quasi-statiques et de fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. À la fin du troisième chapitre, une analyse thermogravimétrique (ATG), une spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) et des observations microscopiques (MEB) sont apportées pour faire la lumière sur la cause directe de la dégradation des propriétés en fatigue du composite, après vieillissement hygrothermique.

Partie 1 : Matériaux, fabrication et méthodologie

3.2 Matériaux utilisés

Les fibres courtes industrielles (nombre de maillage 35) de bouleau blanc (*Betula al-leghaniensis*) ont été utilisées comme renforts. Ces fibres ont été produites par l'Institut d'Innovation en Écomatériaux, Écoproduits et Écoénergies à base de biomasse (I^2E^3) de Trois-Rivières (Canada), à l'aide du procédé thermomécannique (PTM). Ce procédé consiste à couper le bois en copeaux, à imprégner ces copeaux de vapeur d'eau et à les mettre dans des raffineurs pour extraire les fibres de bouleau. Le but de l'imprégnation en vapeur d'eau est de détendre la structure des copeaux de bois afin de réduire la consommation énergétique des raffineurs. Les fibres courtes de bouleau sont utilisées avec le polyéthylène haute densité (PEHD SCLAIR® 2909), offert par Nova Chemicals,

pour préparer le composite étudié. De plus, le polyéthylène maléate (PEMA, G2010) est ajouté, comme agent de couplage, afin d'améliorer l'interface entre les fibres de bouleau et la matrice en PEHD. Les principales propriétés géométriques et mécaniques des fibres de bouleau et du polyéthylène haute densité sont présentées dans la Table 3.1.

TABLE 3.1 – Propriétés géométriques et mécaniques des fibres de bouleau et du PEHD

Matériau	L (mm)	D (μm)	$\frac{L}{D}$	E (GPa)
Fibres de bouleau [11]	0,49	24,70	19,79	13,90
PEHD [109]	-	-	-	0,45-1,50

Où L, D et E sont respectivement la longueur de la fibre, le diamètre de la fibre et le module d'Young du matériau.

3.3 Fabrication et validation des échantillons

La méthode de fabrication des échantillons de traction et de flexion est basée sur deux grandes étapes qui sont le mélange et le moulage (Figure 3.1). Tout d'abord, il est important, pour la première étape, de mélanger le polyéthylène à haute densité avec l'agent de couplage à une température comprise entre 170 ° C et 190 ° C. Une fois que les deux constituants sont combinés et forment une pâte malléable, les fibres (40%wt ou fraction massique) sont ajoutées pour sept minutes de mélange. Homogène et isotrope, le matériau est extrait de la machine de mélange pour être moulé. Cette seconde étape de la méthode consiste à découper en morceaux la pâte encore chaude, les disposer dans le moule adapté et placer le tout entre les mors de la thermo-presse. Ce moule sera soumis à une température égale à 170 ° C et à une pression hydraulique comprise entre 10 et 15 tonnes métriques, pendant 10 à 15 minutes. Finalement, les mors de la thermo-presse sont refroidis par un système de circulation d'eau à une vitesse de 43 ° C.min⁻¹ et les échantillons de flexion (ou de traction) sont retirés du moule. La Table 3.2 met en évidence les dimensions géométriques des moules utilisés. Il est important, ici, de souligner que les dimensions mesurées des moules de traction caractérisent juste la partie utile des échantillons.



FIGURE 3.1 – Machines utilisées pour la fabrication des échantillons [110] : a) Machine de mélange; b) Les rouleaux de la machine de mélange; c) Machine de moulage ou thermo-presse; d) Échantillons de flexion

TABLE 3.2 – Dimensions géométriques des moules utilisés dans le processus de fabrication

Type de moule	Traction	Flexion
Longueur (mm)	84,96	126,87
Largeur (mm)	9,89	12,57
Épaisseur (mm)	4,83	3,30

Une fois les échantillons de flexion fabriqués, une procédure de validation est réalisée avant leurs utilisations dans des essais mécaniques. Le but de cette procédure est de s'assurer que les échantillons, sélectionnés pour la campagne expérimentale, ont le même taux et la même distribution de fibres. La procédure de validation adoptée se base sur deux grandes étapes qui sont la mesure du module d'Young par une technique non destructive, appelée impulsion acoustique, et l'évaluation de la résistance mécanique par un essai de flexion dans le domaine élastique linéaire. La première étape consiste à utiliser un dispositif d'impulsion acoustique pour mesurer le module d'Young dynamique. Ce dispositif crée une onde dans l'échantillon par le moyen d'un tapotement automatisé. Les vibrations sont ensuite enregistrées par un microphone et analysées à l'aide du logiciel RFDA (Resonant Frequency & Damping Analyzer) fourni par la société IMCE. L'analyse des vibrations à l'intérieur d'un échantillon de flexion permet la détermination de la fréquence de résonance. En utilisant cette fréquence, les dimensions géométriques ainsi que la masse de l'échantillon, le module d'Young dynamique peut être calculé par le biais de l'expression mentionnée dans le standard ASTM-E1876-09 :

$$E = 0.9465 \left(\frac{m f_f^2}{b} \right) \left(\frac{l^3}{h^3} \right) T_1 \quad (3.1)$$

Avec :

- E : Module d'Young dynamique en Pa
- m : Masse de l'échantillon de flexion en g
- b : Largeur de l'échantillon de flexion en mm
- l : Longueur de l'échantillon de flexion en mm
- h : Épaisseur de l'échantillon de flexion en mm
- f_f : Fréquence de résonance en Hz
- T_1 : Facteur de correction dépendant du ratio $\frac{l}{h}$

Pour chaque échantillon de flexion fabriqué, cinq mesures d'impulsion acoustique sont effectuées. La valeur moyenne du module d'Young est ensuite comparée à celle trouvée par Bravo et al. [22]. Les échantillons présentant un module d'Young inférieur ou supérieur de 7% par rapport à celui de Bravo et al. [22] sont écartés. Ceux qui restent seront utilisés dans la seconde étape de la procédure de validation. Durant cette étape, chaque échantillon est soumis à un déplacement, en flexion 3 points, de 0,7 mm. Cette valeur est choisie de telle sorte que le comportement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau reste élastique linéaire. La résistance mesurée à ce déplacement est ensuite comparée à celle trouvée par Bravo et al. [22]. Les échantillons sélectionnés à la fin de la seconde étape de la procédure de validation, aussi appelés «échantillons validés», présentent une résistance ayant un écart inférieur à 7% par rapport à la contrainte de Bravo et al. [22]. Le choix de 7%, comme pourcentage traduisant l'écart entre la valeur mesurée et celle de référence, est réalisé d'une façon judicieuse pour : éliminer le maximum d'éprouvettes présentant un taux et une distribution de fibres médiocres et garantir, à la fin de la procédure de validation, l'obtention de certains échantillons. En effet, sur l'ensemble des échantillons issus d'un lot de fabrication, environ 35% (en moyenne) des éprouvettes sont validées.

La fabrication et la validation des échantillons de flexion sont suivies par des mesures de tomographie à rayon X [111] sur un échantillon validé. Le but de ces mesures est de détecter la présence de porosités et d'estimer leurs densités et leurs géométries. Comme mentionné dans la Figure 3.2, des plans obtenus par tomographie aux rayons X (3D) sont présentés dans les directions x, y et z pour mieux représenter les caractéristiques d'un échantillon de flexion en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Les surfaces utilisées dans la Figure 3.2 ont été choisies aléatoirement et elles montrent la présence des fibres de bouleau en gris clair et d'une matrice PEHD en gris foncé. Les ellipses rouges, dans la Figure 3.2, mettent en évidence des porosités à sections circulaires causées par le processus de fabrication adopté. Ceci montre clairement que les éprouvettes issues de la procédure de validation ne présentent pas de défaut qui peut altérer les propriétés mécaniques en quasi-statique. De plus, le résultat de la Figure 3.2 permet de confirmer que cette procédure contribue à réduire l'effet de la variation structurale, causée par le processus de fabrication, sur la variabilité des résultats en fatigue.

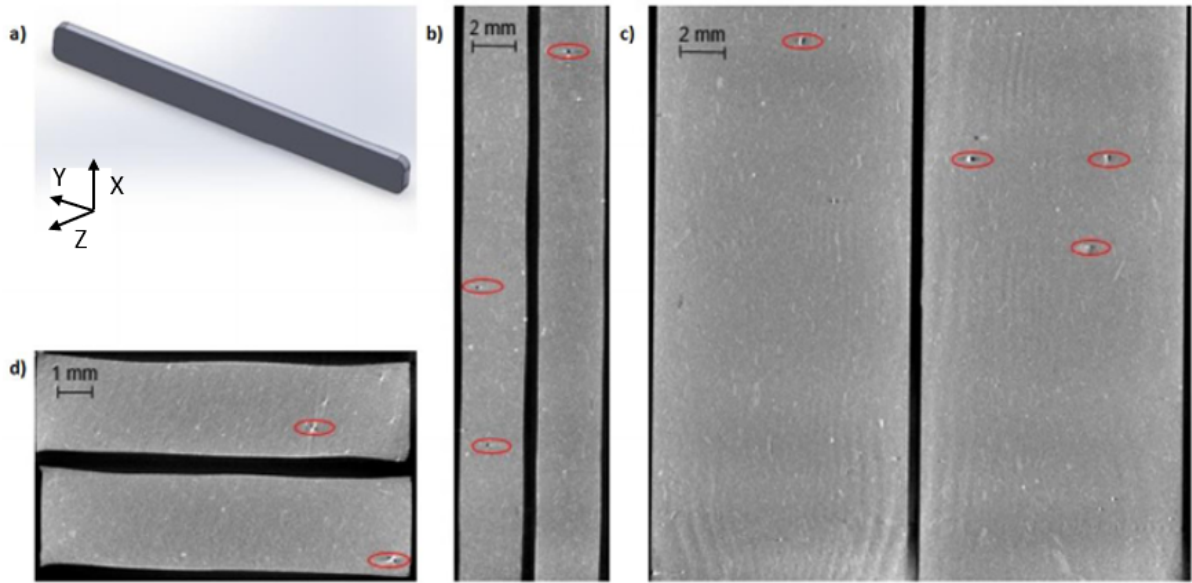


FIGURE 3.2 – Tomographie à rayon X sur un échantillon de flexion : a) Modèle CAO d'un échantillon de flexion ; b) Deux scans dans le plan (y,z) ; c) Deux scans dans le plan (x,y) ; d) Deux scans dans le plan (x,z) [112]

3.4 Méthodologie de travail

La Figure 3.3 présente un organigramme explicatif de la méthodologie de travail adoptée. Cet organigramme illustre les deux grandes parties du projet : la partie expérimentale et la partie numérique. Cette dernière fera l'objet du chapitre 4. Après la fabrication et la validation des échantillons, la partie expérimentale sera basée sur le vieillissement hygrothermique, les essais quasi-statiques en traction et en flexion, les essais de fatigue en flexion et les essais post-fatigue. Les essais mécaniques en flexion (quasi-statique et fatigue) sont réalisés sur la première partie du lot d'échantillons fabriqués et validés, appelés échantillons sains. En parallèle, la seconde partie du lot est vieillie hygrothermiquement, avec une température de bain (température d'immersion) de 60°C . Une fois vieillis, des essais mécaniques en flexion (quasi-statique et fatigue) sont effectués sur ces échantillons. Le but de la campagne expérimentale sur des échantillons sains et vieillis est de déterminer le comportement mécanique, sous chargement monotone et cyclique, du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau ainsi que l'effet du vieillissement hygrothermique sur ce comportement. Une fois les essais quasi-statiques et de fatigue réalisés sur des échantillons de flexion sains et vieillis, des tests post-fatigue sont effectués. Ceux-ci contribuent à déterminer la cause directe du changement de comportement mécanique (en quasi-statique et/ou en fatigue), détecté après vieillissement hygrothermique. Ces tests sont : la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF), l'analyse thermogravimétrique (ATG) et les observations microscopiques moyennant un microscope électronique à balayage (MEB). D'autres essais

de vieillissement hygrothermique sont effectués sur un lot d'échantillons de flexion fabriqués et validés. Ces essais sont réalisés à des températures d'immersion égales à 40 ° C, 70 ° C et 80 ° C. Le but, ici, est de déterminer la courbe de prise de masse à chacune de ces températures. À partir de ces courbes et de celle obtenue à 60 ° C, la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité sera possible (Chapitre 4).

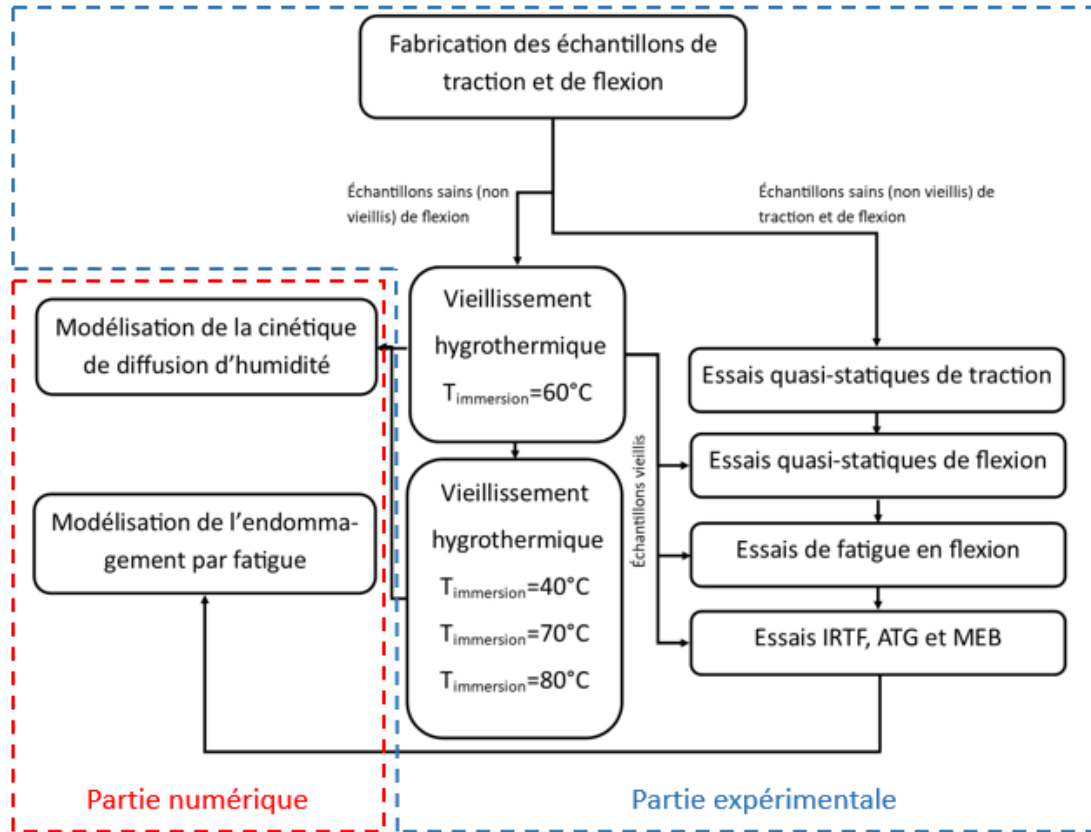


FIGURE 3.3 – Organigramme explicatif de la méthodologie adoptée

3.4.1 Vieillissement hygrothermique

Des essais de vieillissement hygrothermique sont réalisés en immergeant des échantillons de flexion validés dans l'eau distillée, à 60 ° C (Figure 3.4a). Cette température (température du bain thermique ou température d'immersion) est choisie assez basse pour ne pas endommager thermiquement le matériau composite et assez élevée pour saturer en humidité les échantillons dans un temps raisonnable. À chaque 48 heures, le module d'Young et la masse des éprouvettes sont respectivement mesurés moyennant un dispositif d'impulsion acoustique (section 3.3) et une balance électronique de 10⁻³ g de précision. Par la suite, la prise de masse en humidité est déterminée à partir de la relation suivante :

$$M_t(\%) = \frac{m_t - m_0}{m_0} \times 100 \quad (3.2)$$

Avec M_t , m_t et m_0 sont respectivement la prise de masse en humidité, la masse de l'échantillon à l'instant t et la masse initiale de l'échantillon.

Le suivi de l'immersion dans l'eau distillée se base sur l'évolution de la prise de masse dans chacun des échantillons jusqu'à leurs saturations (variation moyenne de prise de masse inférieure à 0,06%). Une fois saturés, les éprouvettes sont séchées dans une chambre environnementale (Figure 3.4b), à 65 °C, jusqu'à retrouver leurs masses initiale (différence moyenne de 0,01 g). Cette phase de séchage assure un taux d'humidité constant et de source connue pour les essais de fatigue en aval. Ces phases d'immersion et de séchage caractérisent le vieillissement hygrothermique et les éprouvettes obtenues à la fin de ce processus sont considérées comme vieilles. Après vieillissement hygrothermique, les échantillons seront utilisés dans les essais de flexion quasi-statiques et de fatigue. Une comparaison entre les propriétés des éprouvettes saines et vieilles permettra d'évaluer l'effet du vieillissement hygrothermique sur le comportement mécanique (quasi-statique/fatigue) du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

Les vieillissements hygrothermiques aux températures d'immersion égales à 40 °C, 70 °C et 80 °C ont été réalisés dans les mêmes conditions. Les courbes de prises de masses des différents essais seront utilisées dans le chapitre 4 pour appuyer le modèle de diffusion proposé.



FIGURE 3.4 – Vieillesse hygrothermique des échantillons de flexion [112] : a) Mise en place des échantillons dans le bain thermique ; b) Mise en place des échantillons dans la chambre environnementale

3.4.2 Essais quasi-statiques en traction

La première campagne expérimentale mécanique est réalisée en traction quasi-statique sur des échantillons sains. Son but est de déterminer les propriétés mécaniques en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Ces données seront utilisées dans la partie numérique de ce projet afin de modéliser l'endommagement par fatigue du matériau concerné (Chapitre 4). Les échantillons de traction ont une section rectangulaire et ils respectent le standard ISO 527-2 (Type 1A). Comme présenté dans la Figure 3.5, les essais de traction sont effectués sur une machine INSTRON, équipée

d'une cellule de charge de 150 kN et d'un extensomètre ayant une ouverture égale à 50 mm. Durant ces essais, réalisés à 1 mm/min, un dispositif de caméra CCD (Charge-Coupled Device) (Figure 3.5a) est utilisé afin de déterminer les différents champs de déformation Lagrangienne. Ces champs, calculés par la technique de corrélation d'images numériques, vont servir à évaluer le coefficient de Poisson du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

Les essais, précédemment présentés, sont suivis par d'autres effectués à des vitesses supérieures à celle déjà utilisée (5 mm/min et 10 mm/min). Ces tests déterminent l'influence de la vitesse d'essai sur le comportement mécanique en traction du composite étudié.

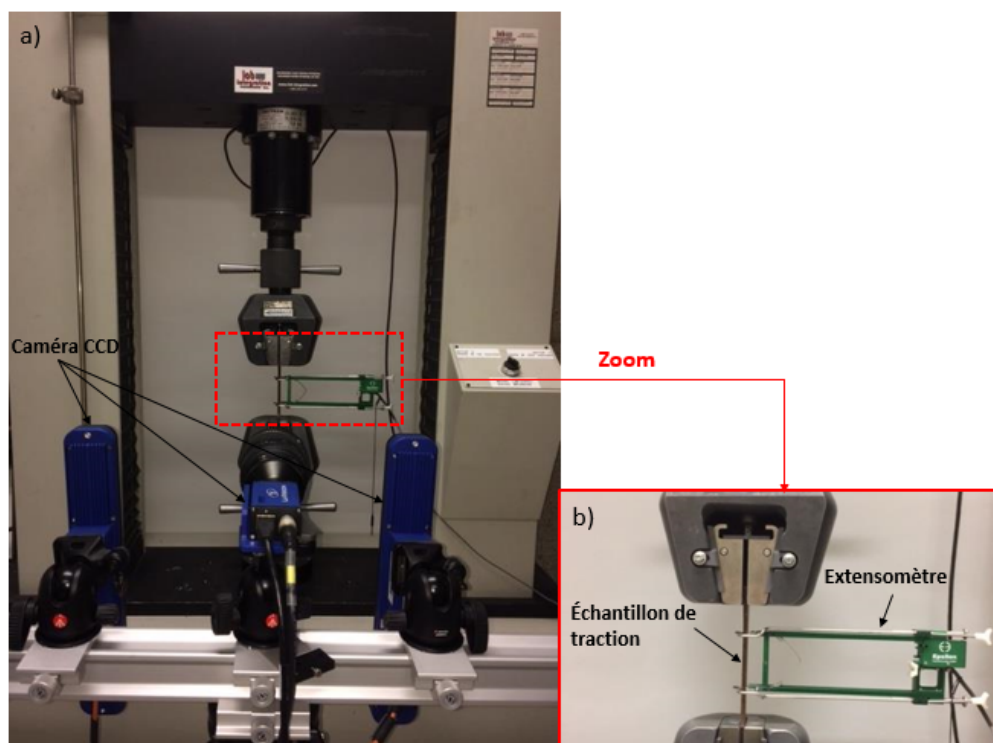


FIGURE 3.5 – Dispositif pour essais quasi-statiques de traction : a) Machine INSTRON avec caméra CCD ; b) Zoom sur un échantillon de traction avec un extensomètre

3.4.3 Essais quasi-statiques en flexion

Des essais quasi-statiques en flexion 3 points sont réalisés sur des échantillons sains et vieillis afin de déterminer respectivement les propriétés mécaniques du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau et l'effet du vieillissement hygrothermique sur ces propriétés. Ces essais quasi-statiques sont effectués sur une machine électromécanique de la marque INSTRON (modèle LM-U150), équipée d'une cellule de charge de 10 kN (Figure 3.6a). La vitesse des essais et la distance entre les supports de flexion sont respectivement fixées à 1 mm/min et 55 mm.

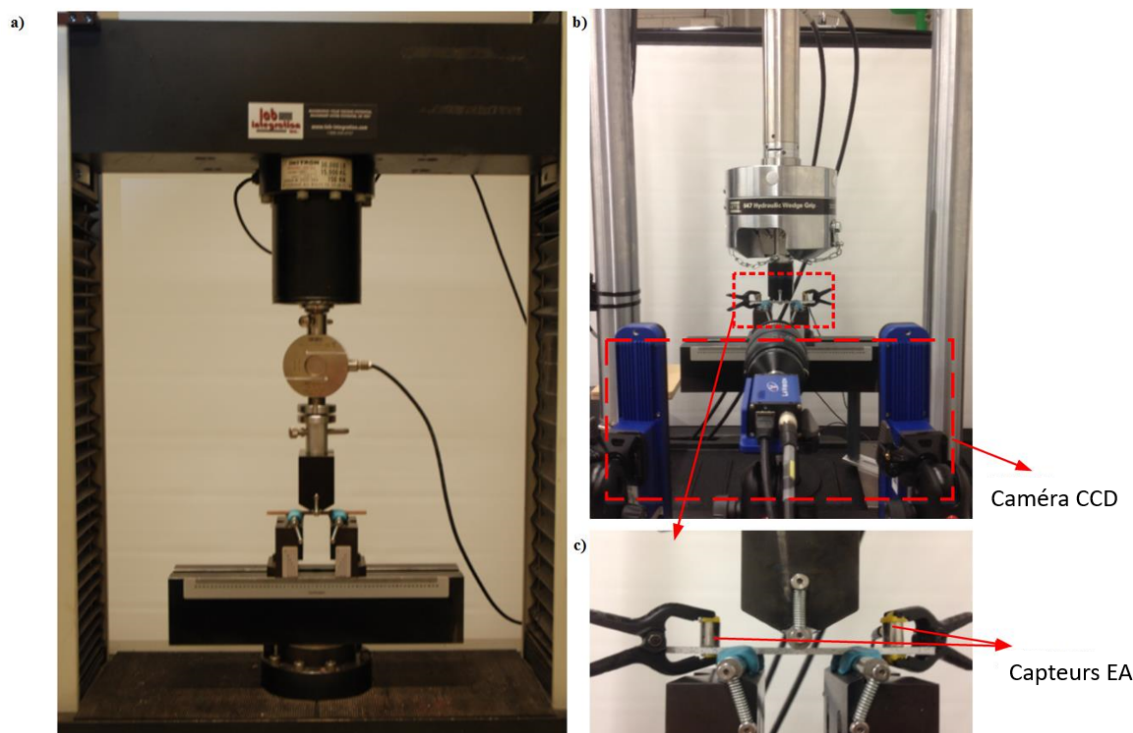


FIGURE 3.6 – Dispositifs pour essais en flexion 3 points [110] : a) Machine quasi-statique INSTRON ; b) Machine de fatigue MTS avec caméra CCD ; c) Zoom sur un échantillon de flexion avec des capteurs d’émission acoustique

3.4.4 Essais de fatigue en flexion

Les essais de fatigue en flexion 3 points sont aussi réalisés sur des échantillons sains et vieilliss. Ces essais sont effectués à l’aide d’une machine hydraulique de la marque MTS, équipée d’une cellule de charge de 100 kN (Figure 3.6b). À chaque essai de fatigue, un déplacement sinusoïdal à rapport nul est appliqué, tout en conservant une distance de 55 mm entre les supports du dispositif de flexion. Les travaux de Bravo et al. [113] montrent qu’un engrenage en Nylon peut fonctionner avec une vitesse de rotation comprise entre 600 et 1200 trs/min. Pour une denture, ceci correspond à une fréquence de sollicitation comprise entre 10 et 20 Hz. Afin de respecter cet intervalle, les fréquences 10 et 15 Hz sont sélectionnées pour effectuer les essais de fatigue sur des échantillons sains. Le but de ces essais est de déterminer le comportement en fatigue du PEHD/40%wt de fibres de bouleau courtes et d’évaluer l’influence de la fréquence sur ce type de comportement. Pour chaque fréquence, sept niveaux de déplacement sont utilisés au minimum en triplicata pour respecter le standard ASTM-D7774. Choisis à partir des courbes de flexion quasi-statique, seuls trois des sept niveaux présentent des contraintes de flexion dépassant la limite d’élasticité. Les échantillons vieilliss sont sollicités à une fréquence de 10 Hz et six niveaux de déplacement, avec des essais en triplicata (en respectant le standard ASTM-D7774). Cinq de ces niveaux sont identiques à ceux utilisés avec des échantillons sains afin de faciliter l’évaluation de l’effet

du vieillissement hygrothermique sur le comportement en fatigue du composite étudié.

Durant les essais de fatigue sur les échantillons sains et vieillis, un dispositif de caméra CCD est positionné de manière à prendre des images au milieu de la face transversale des échantillons de flexion (Figure 3.6b). Le champ de vision de la caméra CCD couvre, respectivement, environ 18% et 100% de la longueur et de l'épaisseur de l'échantillon. Des images sont capturées tout au long de l'essai de fatigue jusqu'à la ruine totale de l'échantillon de flexion. Généralement, les images capturées par une caméra CCD sont utilisées pour déterminer le champ de déformation. Dans ce cas, ces images sont juste utilisées dans le but de suivre l'initiation et la propagation des macro-fissures durant un essai de fatigue. La détermination de l'instant correspondant à la longueur maximale de la macro-fissure aide, en fonction de la fréquence de sollicitation, à évaluer précisément le nombre de cycles à la rupture, aussi appelé durée de vie (N_R).

Des mesures d'émission acoustique (EA) sont aussi réalisées durant des essais de fatigue sur des échantillons sains et vieillis (Figure 3.6c). Ces mesures sont effectuées grâce à un dispositif d'émission acoustique fourni par "Physical Acoustics Corporation (PAC)" et équipé de deux cartes PCI (Peripheral Component Interconnect). Deux capteurs (type Micro-80 PAC, large bande 100-1000 KHz) sont placés sur la surface supérieure d'un échantillon de flexion de telle sorte qu'ils soient séparés d'une distance de 88 mm. De plus, un niveau seuil acoustique de 33 dB et un gel adhésif de silicone entre les capteurs et la surface d'échantillon sont respectivement utilisés dans le but d'éliminer les événements dus aux bruits de fond et d'assurer la bonne détection des salves. Avant chaque essai de fatigue, la qualité du couplage capteurs/échantillon est vérifiée à l'aide d'un essai de Nielsen-Hsu, en utilisant une mine de 0.3 mm cassée sur la surface de l'échantillon. Afin de s'assurer de la bonne qualité des résultats EA, un bon choix des paramètres de synchronisation du système de forme d'onde est nécessaire, à savoir, le temps de définition de l'amplitude extrême de la salve (PDT), le temps de définition de la salve (HDT) et le temps d'aveuglement après la salve (HLT). En se basant sur les travaux de Bravo et al. [21, 23], les valeurs de ces paramètres de synchronisation sont : $PDT = 40\mu s$, $HDT = 80\mu s$ et $HLT = 200\mu s$.

Afin de mesurer l'auto-échauffement au sein du composite PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau, un thermocouple calibré (Type K) est utilisé durant un essai de fatigue sur un échantillon sain (Figure 3.7). Cet essai est réalisé en appliquant des conditions extrêmes (15 Hz de fréquence et le niveau de déplacement le plus élevé, utilisé dans les essais de fatigue définis ci-dessus). Le thermocouple est fixé au milieu de la face inférieure de l'échantillon de flexion, là où l'auto-échauffement est maximal. Une gomme est fixée sur le thermocouple afin d'éviter que la chaleur dégagée par la machine MTS ne fausse la valeur exacte de l'auto-échauffement.

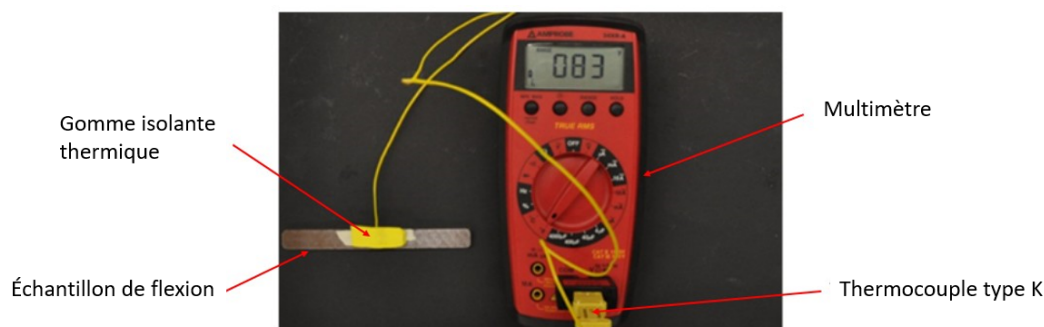


FIGURE 3.7 – Multimètre et thermocouple (Type K) utilisés dans la mesure de l'auto-échauffement [110]

3.4.5 Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et analyse thermogravimétrique

Des essais de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) sont réalisés par un spectromètre de la marque Perkin Elmer System 2000. Ces essais sont effectués en utilisant une technique de balayage continu à air sec et à température ambiante (Figure 3.8a). Pour chaque spécimen, le spectre moyen est enregistré à partir de huit balayages entre 600 et 4000 cm^{-1} , avec une résolution de 2 cm^{-1} . De plus, des analyses thermogravimétriques sont effectuées à l'aide de l'appareil Pyris Diamond de Perkin Elmer (Figure 3.8b). À chaque analyse, le spécimen est, d'abord, chauffé à 50°C pendant 15 minutes, pour éliminer l'humidité présente dans le composite. Ensuite, le spécimen est chauffé de 50°C à 575°C dans une atmosphère inerte (Azote gazeux), avec une vitesse de chauffage de 5°C.min^{-1} . Enfin, le matériau composite est chauffé de 575°C à 600°C à l'air ambiant, avec une vitesse de chauffage de $10^\circ\text{C.min}^{-1}$. Durant les deux dernières étapes de l'analyse, l'évolution de la masse du spécimen est enregistrée. Les essais IRTF et les analyses ATG sont réalisés sur des échantillons de flexion sains et vieilliss. Ces essais servent à évaluer, respectivement, l'effet du vieillissement hygrothermique sur la composition chimique et sur la stabilité thermique du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.



(a) Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) (b) Analyse thermogravimétrique (ATG)

FIGURE 3.8 – Appareils de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et d'analyse thermogravimétrique

3.4.6 Microscope électronique à balayage

Des faciès de rupture par fatigue sont examinés au microscope électronique à balayage (MEB). Ces observations sont réalisées sur les surfaces de rupture des échantillons sains et vieillis. Le but, ici, est de détecter l'effet du vieillissement hygrothermique sur les mécanismes d'endommagement intervenant pendant un essai de fatigue. Les micrographies sont obtenues avec un microscope JEOL JSM T300, opérant sous le mode électronique secondaire. Le courant de faisceau et la tension d'accélération sont respectivement égaux à $100 \mu A$ et 15 kV .

Partie 2 : Caractérisation, durabilité et endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40 %wt de fibres courtes de bouleau

Tout au long de cette partie, les résultats expérimentaux, issus des essais mécaniques (traction et flexion) sur des échantillons sains en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, sont présentés.

3.5 Essais quasi-statiques en traction

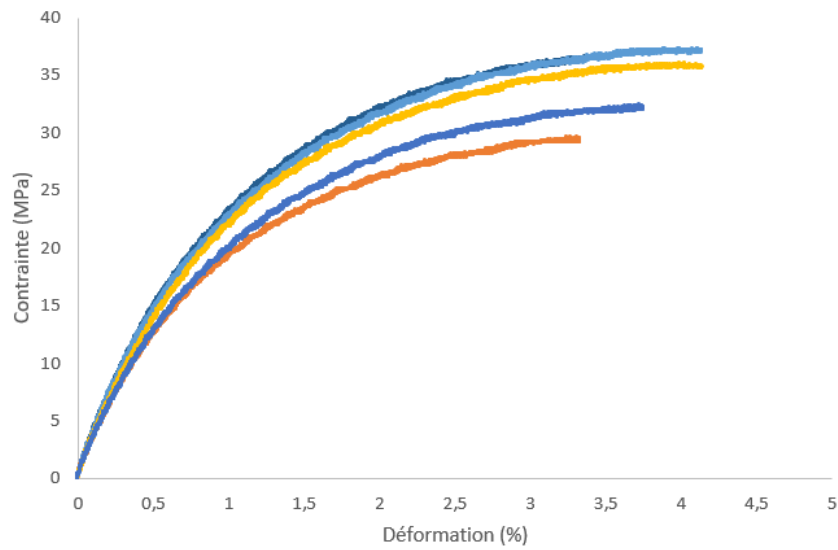
Les résultats issus des essais de traction monotones, réalisés à 1 mm/min , sont présentés dans la Figure 3.9a. Cette figure met en évidence les cinq courbes obtenues de contrainte-déformation. Ces courbes sont tracées à partir de la force «F» et du déplacement « l_{ex} » mesurés respectivement avec la cellule de charge et l'extensomètre.

$$\sigma_T = \frac{F}{b_t h_t} \quad (3.3)$$

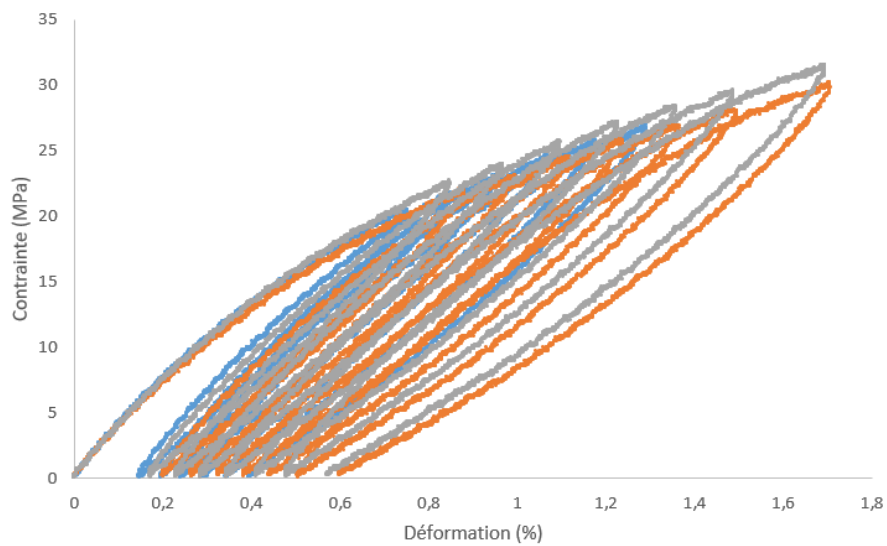
$$\varepsilon_T = \frac{l_{ex}}{l_0} \quad (3.4)$$

Où l_0 , $(\sigma_T, \varepsilon_T)$ et (b_t, h_t) sont respectivement l'ouverture initiale de l'extensomètre, la contrainte/déformation de traction et la largeur/épaisseur de la surface utile.

Les courbes de la Figure 3.9a montrent que le domaine élastique linéaire du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est très limité par rapport aux autres domaines existants dans la Figure 3.9a. De là, il est possible de considérer que le composite étudié présente une élasticité non linéaire en traction. Ceci est confirmé à partir de la Figure 3.9b présentant les résultats des essais de charge-décharge, réalisés sur trois échantillons de traction. En effet, la Figure 3.9b montre que, pour un chargement correspondant à 0,8%, la décharge donne une déformation permanente inférieure ou égale à 0,2%. Ceci signifie que, jusqu'à 0,8% de déformation située en non linéarité, le comportement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau peut être considéré comme élastique. En plus du domaine élastique non linéaire, la Figure 3.9a prouve l'existence d'un domaine visco-élastique non linéaire et d'un autre plastique. Aussi, cette figure montre que le comportement en traction du matériau développé est ductile. Il est important de souligner, ici, que cette ductilité est caractérisée par un domaine plastique limité. Concernant la variabilité des résultats, les courbes monotones de contrainte-déformation présentent une différence assez importante au niveau du domaine plastique. Ceci peut être due au processus de fabrication qui donne un taux et une distribution de fibres différents d'un échantillon à un autre. Cette variabilité est mise en évidence par la valeur de l'écart-type, trouvée à partir des contraintes maximales présentées dans la Table 3.3. Cette table montre aussi que le PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau a un module d'Young moyen de 3,38 GPa, une résistance moyenne à la traction de 34,35 MPa et une déformation moyenne à la rupture de 3,75%. Dans ce cas de figure, le module d'Young est calculé sur la petite portion élastique linéaire de la courbe monotone de contrainte-déformation. Tous les résultats issus des essais monotones de traction quasi-statiques sont récapitulés dans la Table 3.3. Comme mentionné dans la section 3.4.2, un dispositif de caméra CCD est utilisé durant les essais décrits précédemment. La Figure 3.10 présente les distributions du déplacement et de déformation longitudinaux (direction Y) et transversaux (direction X) dans le plan de traction XY. Parmi les 71 pas de charge, enregistrés depuis le début d'un essai de traction jusqu'à la rupture de l'échantillon, un seul pas, correspondant à 1175 N, est choisi arbitrairement dans la Figure 3.10. À partir des distributions du déplacement et de déformation (Figure 3.10), les évolutions de la déformation longitudinale et transversale, en fonction du temps d'essai, sont déterminées pour deux essais monotones de traction. Comme présenté dans la Figure 3.11a, la déformation longitudinale est positive durant les essais et elle est identique à celle donnée par l'extensomètre (Figure 3.9a). Par contre, la déformation transversale traduit le rétrécissement de la section rectangulaire d'un échantillon durant un essai de traction. Ceci explique ses valeurs négatives dans la Figure 3.11a. Pour évaluer le coefficient de Poisson du matériau composite, deux étapes sont réalisées : la détermination de l'évolution de la valeur absolue de la déformation transversale en fonction de celle longitudinale (Figure 3.11b) et le calcul de la pente de la partie linéaire de cette évolution. Cette procédure a permis de trouver un coefficient de Poisson moyen égal à 0,46.



(a) Courbes contrainte-déformation



(b) Courbes charge-décharge

FIGURE 3.9 – Résultats de traction obtenus à 1mm/min avec des échantillons en PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau : a) Résultats issus des essais monotones ; b) Résultats issus des essais de charge-décharge

TABLE 3.3 – Propriétés mécaniques en traction du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau

Échantillons	Module d'Young (GPa)	Contrainte maximale (MPa)	Déformation à la rupture (%)
1	3,64	36,52	3,37
2	3,66	37,25	4,14
3	3,15	29,61	3,33
4	3,34	36,00	4,14
5	3,10	32,37	3,76
Valeur moyenne	3,38	34,35	3,75
Écart-Type	0,26	3,25	0,40
Ratio	0,08	0,09	0,11

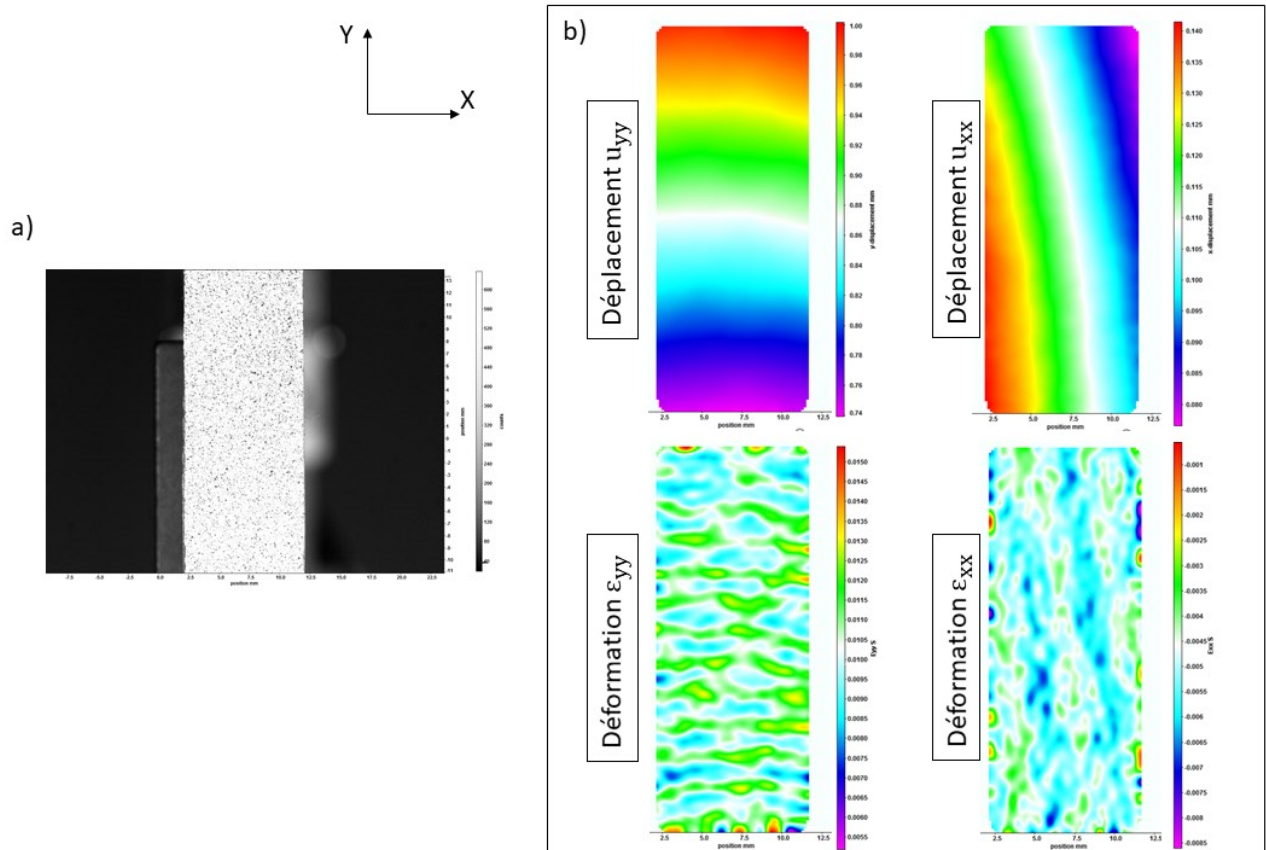
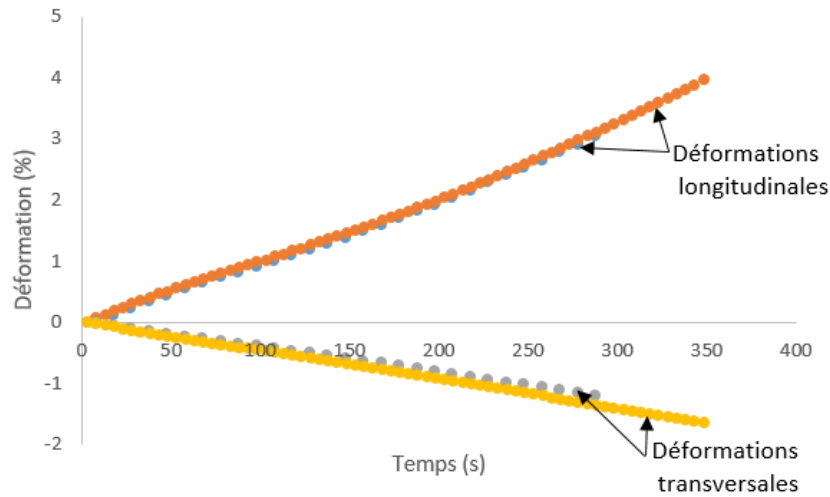
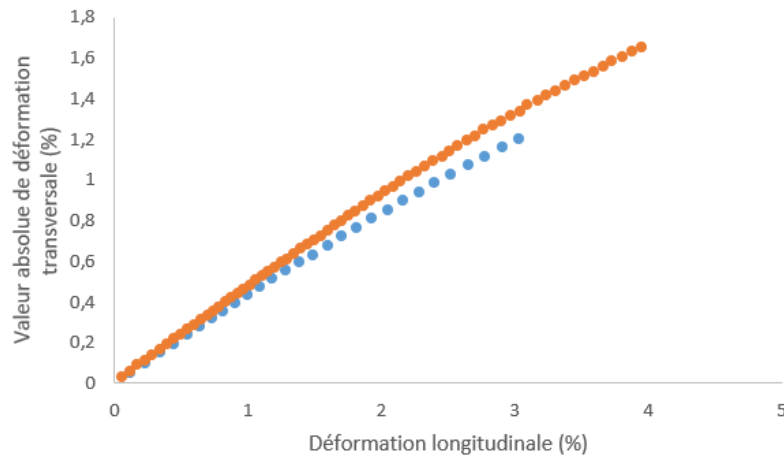


FIGURE 3.10 – Mesures par caméra CCD : a) Éprouvette soumise à une charge égale à 1175 N ; b) Cartographie des déplacements et des déformations dans le plan XY, pour une charge de 1175 N



(a) Évolution de la déformation en fonction du temps



(b) Évolution de la valeur absolue de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale

FIGURE 3.11 – Résultats issus du dispositif de caméra CCD

D'autres essais monotones de traction sont réalisés à 5 mm/min et 10 mm/min. La Figure 3.12 met en évidence les courbes de contrainte-déformation, trouvées à partir de ces essais. De plus, cette figure présente les résultats de la Figure 3.9a pour évaluer l'effet de la vitesse sur les propriétés mécaniques en traction du composite étudié. La Figure 3.12 montre que l'augmentation de la vitesse d'essai n'a pas affecté le type de comportement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Cela signifie que le matériau est toujours ductile, avec un domaine plastique limité. À 5 mm/min et 10 mm/min, la courbe de traction à trois domaines : domaine élastique non linéaire, domaine visco-élastique non linéaire et domaine plastique. Par contre, le passage de 1 mm/min à 10 mm/min permet une augmentation du module d'Young moyen, de la résistance moyenne à la traction et de la déformation moyenne à la rupture. D'après la Table 3.4, cette augmentation est respectivement égale à 14,50%, 27,80% et 6,67%.

Toutes les propriétés mécaniques moyennes, issues des essais réalisés à 5 mm/min et 10 mm/min, sont présentées dans la Table 3.4. Les valeurs moyennes du module d'Young, de la contrainte maximale et de la déformation maximale, déterminées à 1 mm/min (Table 3.3), ont été citées dans la Table 3.4 pour mieux observer l'effet de la vitesse sur le comportement en traction. Les propriétés mécaniques de chaque échantillon testé à 5 mm/min et à 10 mm/min sont données dans la Table C.1 de l'Annexe C.

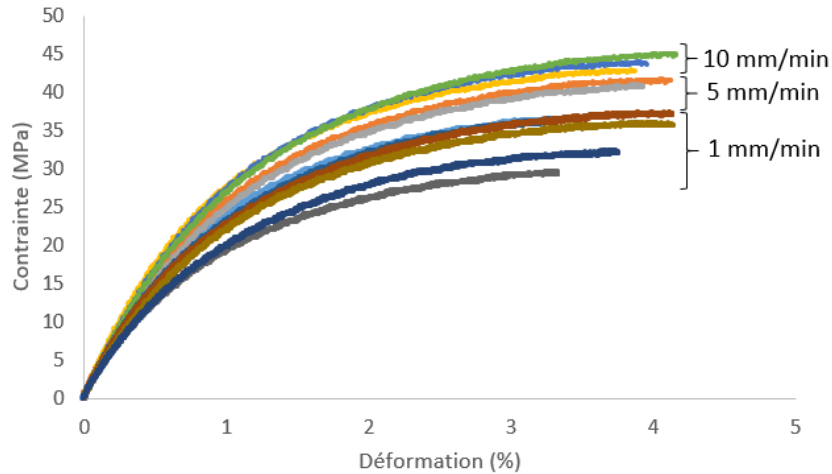


FIGURE 3.12 – Courbes de contrainte-déformation pour les vitesses 5 mm/min et 10 mm/min, superposées avec celles obtenues à 1mm/min

TABLE 3.4 – Propriétés mécaniques moyennes en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, déterminées à des vitesses d'essai égales à 1 mm/min, 5 mm/min et 10 mm/min

Vitesse	1 mm/min			5 mm/min			10 mm/min		
	E (GPa)	σ_{\max} (MPa)	ε_{\max} (%)	E (GPa)	σ_{\max} (MPa)	ε_{\max} (%)	E (GPa)	σ_{\max} (MPa)	ε_{\max} (%)
Moyenne	3,38	34,35	3,75	3,47	39,61	3,79	3,87	43,90	4,00
Écart- Type	0,26	3,25	0,40	0,16	2,88	0,42	0,14	1,04	0,16
Ratio	0,08	0,09	0,11	0,05	0,07	0,11	0,04	0,02	0,04

3.6 Essais quasi-statiques en flexion

La Figure 3.13 présente les courbes de contrainte-déformation obtenues durant des essais de flexion 3 points sur des échantillons sains en PEHD/40%wt de fibres courtes

de bouleau. La contrainte « σ_{fS} » et la déformation « ε_{fS} » en flexion sont respectivement calculées par le biais de la relation 3.5 et la relation 3.6 (standard ASTM D-7264).

$$\sigma_{fS} = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (3.5)$$

$$\varepsilon_{fS} = \frac{6\delta h}{L^2} \quad (3.6)$$

Où (σ_{fS} , ε_{fS}), δ , (b , h), P et L sont respectivement la contrainte/déformation en flexion quasi-statique, le déplacement appliqué, les dimensions d'un échantillon de flexion, la force et la distance entre les supports de flexion 3 points. Ici, b et h sont respectivement la largeur et l'épaisseur de l'échantillon de flexion.

Pour quatre échantillons de flexion, les courbes de la Figure 3.13 présentent un comportement quasi-statique similaire. Ce comportement est ductile et il est caractérisé par un domaine élastique linéaire, un domaine visco-élastique non linéaire et un domaine plastique contenant un plateau de déformation permanente relativement court. Les résultats obtenus à partir de ces essais quasi-statiques en flexion sont présentés dans la table 3.5. Ces résultats montrent que les échantillons utilisés dans ces essais présentent une bonne reproductibilité de mesure, avec un faible écart-type. Ceci est dû à la procédure de validation réalisée juste après la fabrication des échantillons (section 3.3). Comme mentionné dans la table 3.5, le PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau présente un module d'élasticité moyen de 2,54 GPa, une contrainte maximale moyenne de 56,19 MPa et une déformation moyenne à la rupture de 6,20%.

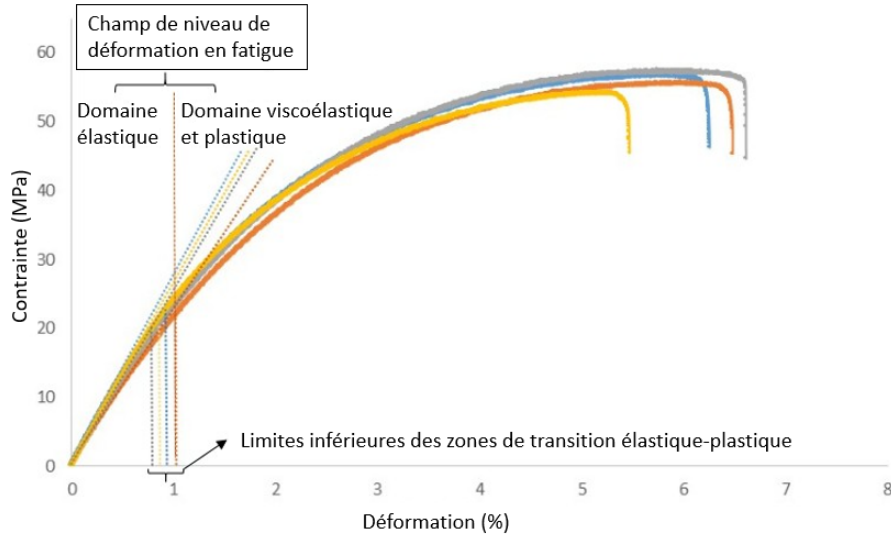


FIGURE 3.13 – Courbes de flexion en contrainte-déformation pour le PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau [110]

TABLE 3.5 – Propriétés mécaniques en flexion du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau [110]

Échantillons	Module d'élasticité (GPa)	Contrainte maximale (MPa)	Déformation à la rupture (%)
1	2,64	56,98	6,25
2	2,35	55,80	6,48
3	2,51	57,59	6,61
4	2,68	54,38	5,47
Valeur moyenne	2,54	56,19	6,20
Écart-Type	0,15	1,42	0,51
Ratio	0,06	0,03	0,08

3.7 Comparaison en quasi-statique avec des résultats issus de la littérature

Afin de mettre en valeur les propriétés mécaniques du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau, une comparaison est réalisée avec des polyamides, aussi appelés Nylon. La Figure 3.14 présente les propriétés mécaniques, en quasi-statique, du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, superposées avec celles du PEHD, du polypropylène (PP) et de quelques types de Nylon (Nylon 6/66 et Nylon 11). Les propriétés quasi-statiques en flexion du composite étudié (Figure 3.14b et Figure 3.14c) sont issues des résultats présentés dans la section 3.6. Pour le module d'Young du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, il est mesuré sur des échantillons de flexion en utilisant la technique d'impulsion acoustique (section 3.3). La Figure 3.14a montre que la rigidité en traction du nouveau composite est supérieure à celle du PEHD/PP pur et à celles du Nylon 6/66 et Nylon 11. L'ajout de 40%wt de fibres de bouleau courtes dans une matrice de polyéthylène haute densité a permis d'augmenter le module d'Young de 447% par rapport à celui du PEHD pur. De plus, le composite étudié présente une augmentation de la rigidité en traction de 403% et 74% par rapport, respectivement, à celles du Nylon 11 et du Nylon6/66. La Figure 3.14b met en évidence la rigidité en flexion des mêmes matériaux utilisés dans la Figure 3.14a. À partir de ces résultats, il est possible de remarquer que le module d'élasticité en flexion du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est plus élevé que celui du Nylon6/66, du Nylon 11, du PP et du PEHD. L'écart est respectivement égal à 9,64%, 84,1%, 181,2% et 227,04%. La résistance à la flexion du composite développé (Figure 3.14c) est aussi plus élevée que celles du Nylon 11, du PP et du PEHD. La différence est respectivement égale à 24,9%, 38,44% et 140,5%. Par contre, le Nylon 6/66 présente une résistance à la flexion de 114,8 MPa, supérieure de 104,3% par rapport à celle du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

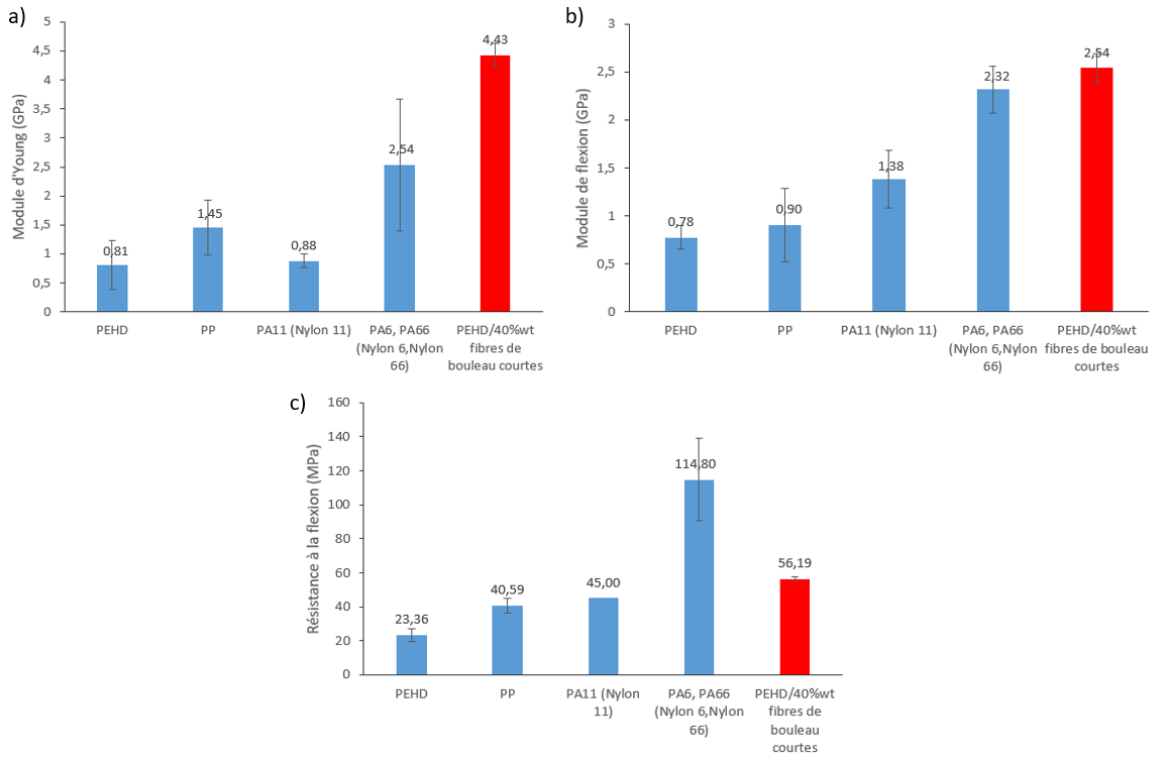


FIGURE 3.14 – Propriétés mécaniques en quasi-statique du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau et de quelques polymères (Nylon6/66, Nylon11, PEHD et PP) : a) Module d'Young; b) Module d'élasticité en flexion; c) Résistance à la flexion [110]

3.8 Essais de fatigue en flexion

3.8.1 Durabilité du matériau

En s'appuyant sur la littérature [114, 115], la durabilité d'un matériau peut être définie par une courbe ε -N. Les résultats expérimentaux, traduisant l'évolution de la durée de vie en fonction du niveau de déplacement (ou de déformation) du composite sain, sont présentés dans la Figure 3.15. Comme mentionnée dans la section 3.4.4, deux fréquences sont utilisées (10 et 15 Hz). Les courbes ε -N (Figure 3.15b) sont déterminées en calculant la valeur de la déformation maximale, localisée au milieu de la surface inférieure de l'échantillon de flexion. À partir des travaux de Bravo et al. [22] et des résultats trouvés en quasi-statique (Figure 3.13), tous les déplacements imposés sont dans la partie élastique et visco-élastique du comportement mécanique du composite étudié. De là, les déformations imposées (niveaux de déformation) peuvent être calculées par la relation présentée ci-dessous. Cette dernière est spécifiée dans la section 3.6 à partir du standard ASTM D-7264.

$$\varepsilon = \frac{6\delta h}{L^2} \quad (3.7)$$

Avec :

- ε : Déformation maximale au milieu de la surface inférieure de l'échantillon de flexion
- δ : Niveau de déplacement appliqué
- h : Épaisseur de l'échantillon de flexion
- L : Distance entre les deux supports du dispositif de flexion 3 points

Sur les courbes de la Figure 3.15a et la Figure 3.15b, les points avec des flèches présentent les essais de fatigue atteignant le nombre maximal de cycles sans la rupture des échantillons. Durant les essais de fatigue en flexion, le nombre de cycles maximale est fixé à 5 millions. L'analyse des résultats de fatigue montre que le HCFS (High Cycles Fatigue Strength) du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau reste inchangé en variant la fréquence de sollicitation. Cela stipule que, pour n'importe quelle fréquence appliquée, le HCFS du composite étudié est toujours atteint à une déformation maximale égale à 0,91%.

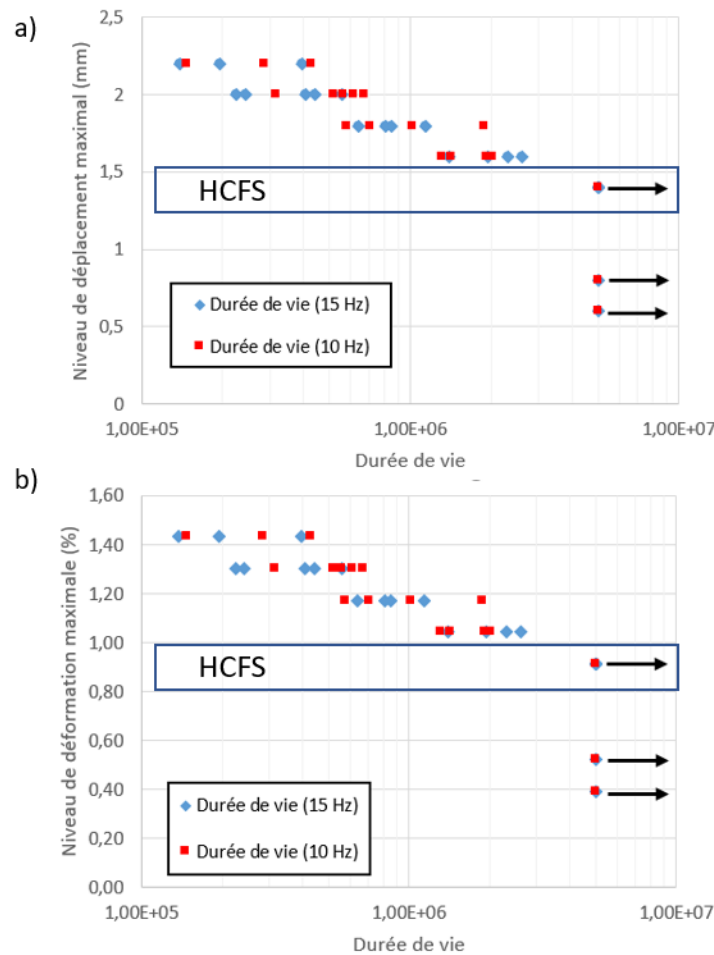


FIGURE 3.15 – Durée de vie du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau : a) Durée de vie pour chaque niveau de déplacement appliqué et pour les fréquences 10 Hz et 15 Hz ; b) Courbes ε -N pour 10 Hz et 15 Hz [110]

3.8.2 Étude statistique de Weibull

Après la détermination de la durabilité du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau, une analyse statistique est réalisée à l'aide de la distribution de Weibull à deux paramètres. Cette distribution sert à définir la probabilité cumulative de rupture, donnée par l'expression ci-dessous et citée dans les travaux de Toubal et al. [116].

$$P_R(N) = 1 - \exp\left(-\frac{N}{N_0}\right)^{m_w} \quad (3.8)$$

Dans l'équation 3.8, N est le nombre de cycles, P_R est la probabilité de rupture à N cycles ou moins, m_w est le module ou le coefficient de Weibull et N_0 est le nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture, aussi appelé «vie caractéristique». N_0 et m_w caractérisent les deux paramètres de la distribution de Weibull et ils sont déterminés à partir de l'évolution du rang médian de Bernard en fonction de la durée de vie. Ce rang médian est donné par la relation suivante [117] :

$$MR = \frac{i - 0,3}{n + 0,4} \quad (3.9)$$

i et n représentent respectivement le numéro du point de données, dans l'ordre ascendant, et le nombre total des points de données.

La Figure 3.16 présente l'évolution du nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture (N_0) en fonction du niveau de déformation et de la fréquence de sollicitation. À partir de cette figure, il est facile de distinguer trois différentes zones de niveaux de déformation : élevés (Zone I), intermédiaires (Zone II) et bas (Zone III). La Zone I est caractérisée par trois niveaux de déformation supérieurs à 1,15% (1,17%, 1,30% et 1,43%). Dans cette zone, l'effet de la fréquence sur N_0 est facilement observable : il est possible de remarquer que N_0 diminue avec l'augmentation de la fréquence. La Zone III contient trois niveaux de déformation (0,39%, 0,52% et 0,91%) avec lesquels la durée de vie du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau dépasse le nombre maximal de cycles, fixé à 5 millions. La Zone I et la Zone III sont séparées par une zone intermédiaire appelée, ici, Zone II. Cette zone est définie par un niveau de déformation égal à 1,04%, avec lequel la durée de vie du composite étudié est inférieure à 5 millions. Dans cette zone, la tendance de N_0 en fonction de la fréquence est complètement différente à celle détectée dans la Zone I. En effet, N_0 augmente avec la fréquence et ceci peut être expliqué par : à 10 Hz et 15 Hz, les durées de vie à 1,04% de déformation sont tellement proches les unes des autres qu'elles faussent la tendance de N_0 .

Les travaux de Toubal et al. [116] établissent que la dispersion de la durée de vie du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau diminue avec l'augmentation du module de Weibull (m_w). Comme présenté dans la table 3.6 et pour une fréquence de 10 Hz, m_w diminue avec l'augmentation du niveau de déformation, excepté à 1,17% de déformation. D'après Toubal et al. [116], cette évolution montre que la dispersion de la durée de vie augmente avec l'augmentation du niveau de déformation. Dans le cas

de la seconde fréquence utilisée dans les essais de fatigue sur des échantillons sains (15 Hz), le module de Weibull présente le même comportement, comparé à celui détecté à 10 Hz. Toutefois, les valeurs de m_w sont plus faibles par rapport à celles de 10 Hz. Ainsi, pour un niveau de déformation donné, la dispersion de la durée de vie augmente avec l'augmentation de la fréquence. Comme mentionné auparavant et d'après les résultats présentés dans la table 3.6, la valeur du module de Weibull à 1,17% de déformation ne suit pas la tendance, que ce soit à 10 Hz ou à 15 Hz. Par conséquent, ces deux valeurs ne sont pas prises en considération tout au long de cette section.

La détermination des deux paramètres de la distribution de Weibull (N_0 et m_w) a permis de tracer l'évolution de la probabilité cumulative de rupture, définie par la relation 3.8, en fonction du nombre de cycles à la rupture. Cette évolution est comparée à celle issue des essais expérimentaux, caractérisée par la variation du rang médian en fonction de la durée de vie du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. La Figure 3.17 montre que le comportement en fatigue du composite étudié suit parfaitement l'évolution de la probabilité cumulative de rupture, définie par Weibull. De plus, en prenant en compte les résultats présentés auparavant, il est possible de remarquer, pour un niveau de déformation donné, que la dispersion de la durée de vie augmente avec l'augmentation de la fréquence. Par contre, l'effet du niveau de déformation sur cette dispersion n'est pas observé sur la Figure 3.17 car le nombre de points expérimentaux à 1,43% de déformation (3 points) est inférieur à celui utilisé à 1,30% (5 points).

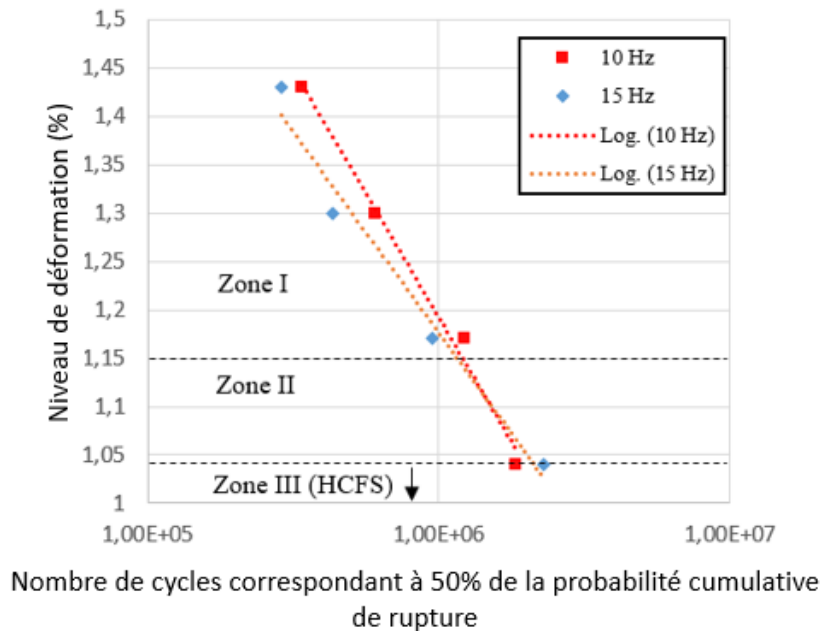


FIGURE 3.16 – Évolution du nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture en fonction du niveau de déformation et de la fréquence de sollicitation [110]

TABLE 3.6 – Paramètres de la distribution de Weibull à différents niveaux de déformation et à deux fréquences de sollicitation (10 Hz et 15 Hz) [110]

Fréquence (Hz)	Niveau de déformation (%)	N_0	m_w
10	1,04	1,83E+06	4,46
	1,17	1,23E+06	1,83
	1,30	6,04E+05	3,34
	1,43	3,39E+05	1,79
15	1,04	2,30E+06	3,70
	1,17	9,46E+05	4,11
	1,30	4,31E+05	2,49
	1,43	2,88E+05	1,72

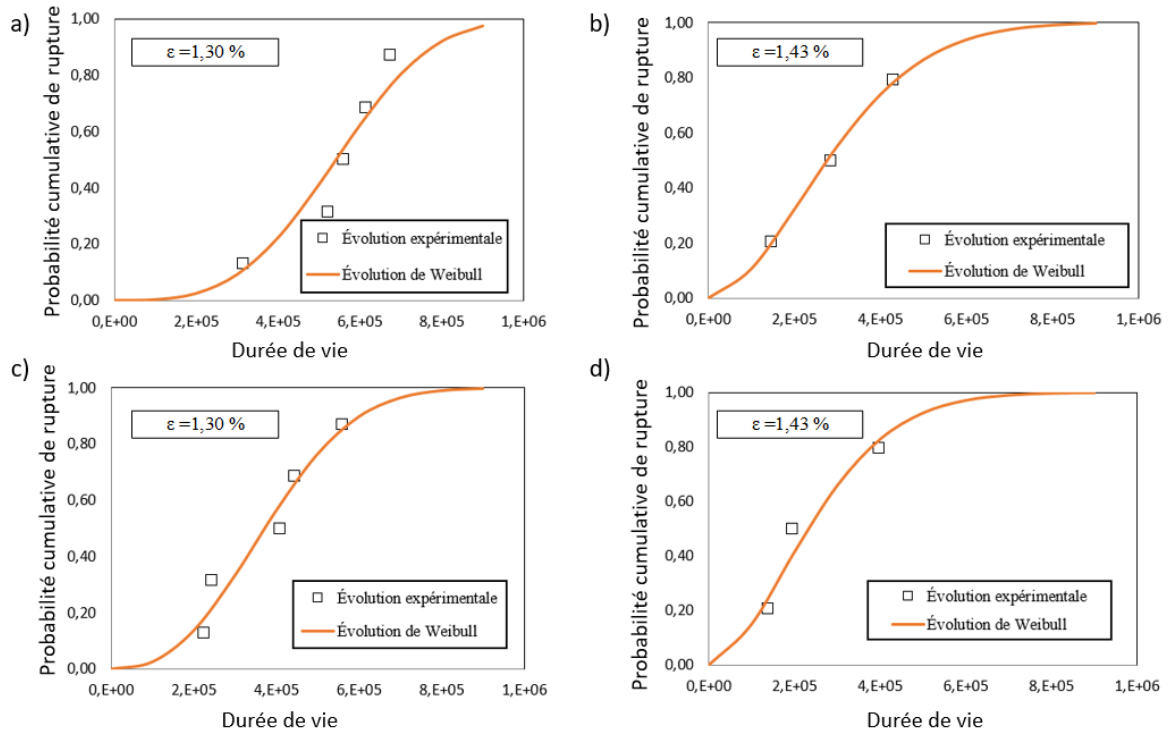


FIGURE 3.17 – Probabilité cumulative de rupture de Weibull comparée aux résultats expérimentaux : a) 10 Hz de fréquence et 1,30% de niveau de déformation ; b) 10 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation ; c) 15 Hz de fréquence et 1,30% de niveau de déformation ; d) 15 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation [110]

3.8.3 Mesure d'auto-échauffement

Comme mentionné dans la section 3.4.4, un thermocouple (Type K) est utilisé, durant un essai de fatigue, pour vérifier si l'auto-échauffement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau dépasse 10 °C ou non. Le seuil de 10 °C est spécifié dans le standard ASTM-D3479 qui stipule que, dans le cas d'une augmentation de température supérieure à ce seuil, le comportement en fatigue du composite étudié sera affecté. Ici, un essai de fatigue en flexion est réalisé sur un échantillon sain en utilisant des conditions extrêmes. Ces conditions sont caractérisées par une fréquence de 15 Hz et un niveau de déformation de 1,43% (un niveau de déplacement égal à 2,2 mm). Le choix du maximum de chacun de ces deux paramètres a pour but de pouvoir mesurer l'élévation maximale de température pendant un essai de fatigue. L'évolution de la température au milieu de la face inférieure de l'échantillon de flexion (emplacement du thermocouple) montre que la température atteint un plateau après 4.10^3 cycles. Au niveau de ce plateau, l'auto-échauffement est de 3,3 °C. Le phénomène d'auto-échauffement est donc inférieur au seuil fixé par le standard ASTM-D3479. À partir de ce résultat, il est évident que les essais de fatigue en flexion, réalisés dans le cadre de ce travail, ne sont pas affectés par le phénomène d'auto-échauffement. Ceci veut dire que l'endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau reste purement mécanique.

3.8.4 Endommagement par fatigue

L'endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau est identifié par la détermination de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. Après un essai de fatigue en flexion, les données issues de la machine MTS sont traitées avec le logiciel MATLAB pour tracer l'évolution de la force maximale en fonction du nombre de cycles. De plus, comme mentionné dans la section 3.8.1, tous les niveaux de déplacement appliqués induisent des déformations situées dans le domaine élastique et visco-élastique du comportement quasi-statique du composite étudié. Ainsi, en appliquant la formule ci-dessous, l'évolution de la contrainte résiduelle est obtenue à partir de celle de la force maximale. Cette formule est spécifiée dans le standard ASTM D-7264 pour les essais de flexion 3 points.

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (3.10)$$

Avec :

- σ_f : Contrainte maximale au centre de la face inférieure de l'échantillon de flexion, aussi appelée contrainte résiduelle (MPa)
- P : Force maximale appliquée (N)
- L : Distance entre les deux supports du dispositif de flexion 3 points (mm)
- b : Largeur de l'échantillon de flexion (mm)
- h : Épaisseur de l'échantillon de flexion (mm)

La Figure 3.18 décrit l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. Cette évolution est présentée pour les deux fréquences de sollicitation (10 Hz

et 15 Hz) et pour deux niveaux de déformation (0,91% et 1,17%). Le choix des deux niveaux de déformation est fait de telle sorte à avoir un niveau dans la Zone I et un autre dans la Zone III. Pour 1,17% de déformation, situé dans la Zone I, l'évolution de la contrainte résiduelle est présentée par trois phases : phase de baisse rapide, phase de réduction graduelle et phase de baisse accélérée. Pour 0,91% de niveau de déformation (Zone III), cette contrainte est caractérisée par deux phases qui sont la phase de baisse rapide et la phase de réduction graduelle. À un niveau de déformation donné, l'évolution de la contrainte résiduelle présente les mêmes phases avec les deux fréquences de sollicitation. La différence observée entre les deux niveaux de déformation (Figure 3.18) est nécessairement causée par la durée de vie du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. À 1,17% de déformation, l'échantillon casse avant d'atteindre le nombre de cycles maximal (5.10^6 cycles), par contre, à 0,91% de déformation, l'essai de fatigue s'arrête à 5.10^6 cycles sans la détection d'une macro-fissure sur l'échantillon. En se basant sur ce résultat, la troisième phase de l'évolution de la contrainte résiduelle, observée à 1,17% de déformation, peut être attribuée à l'initiation et à la propagation des macro-fissures. La même évolution de la contrainte maximale est observée avec les autres niveaux de déformation utilisés dans les essais de fatigue (Annexe C). Cela signifie que peu importe la fréquence de sollicitation, cette évolution présente deux ou trois phases pour des niveaux de déformation situés respectivement dans la Zone III et la Zone I.

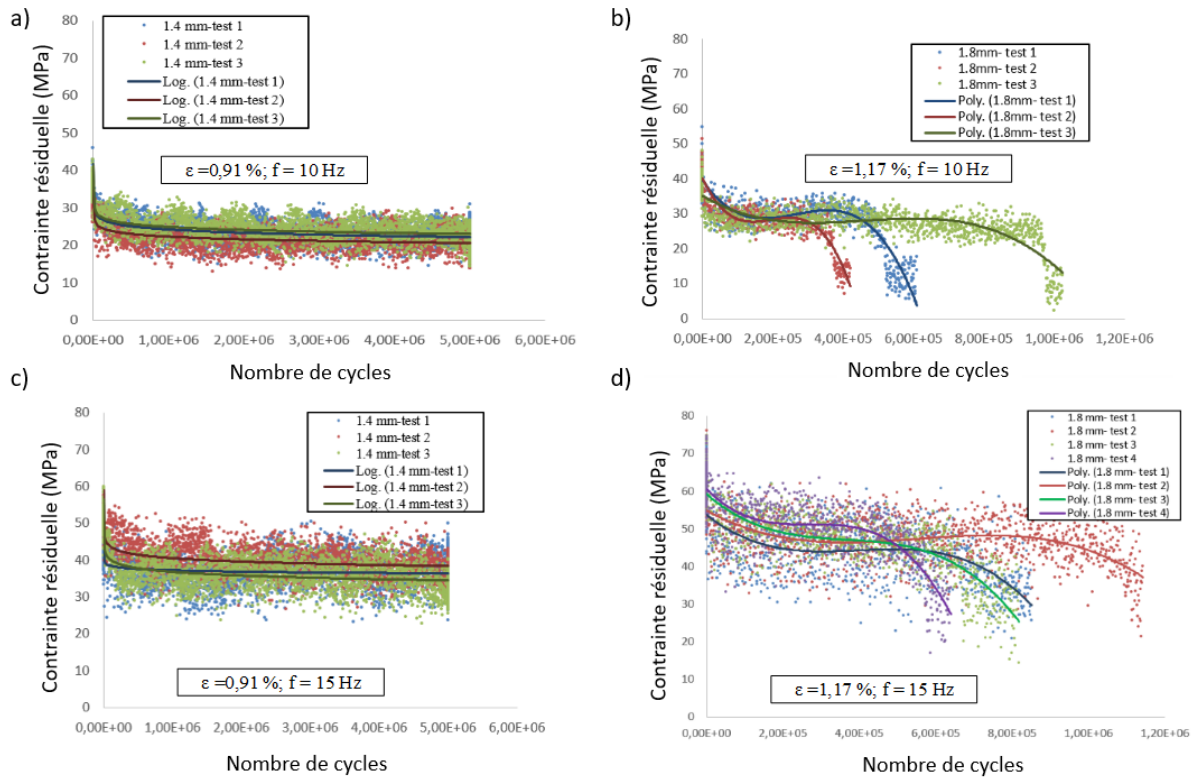


FIGURE 3.18 – Évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles : a) 10 Hz de fréquence et 0,91% de niveau de déformation ; b) 10 Hz de fréquence et 1,17% de niveau de déformation ; c) 15 Hz de fréquence et 0,91% de niveau de déformation ; d) 15 Hz de fréquence et 1,17% de niveau de déformation [110]

D'après la Figure 3.18, présentant la contrainte résiduelle à 1,17% et 0,91%, ainsi que celles obtenues avec les autres niveaux utilisés en fatigue (Annexe C), la seconde phase (phase de réduction graduelle) occupe la majorité du temps accordé à un essai cyclique. D'ailleurs, il est possible de constater que la variation de la contrainte, durant cette phase, est si faible qu'elle peut être considérée comme nulle. À vrai dire, la phase de réduction graduelle représente plus que 50% d'un essai de fatigue réalisé avec un niveau de déformation situé dans les Zones I ou III. De là, l'effet de la fréquence et du niveau de déformation sur la contrainte résiduelle va être étudié exclusivement au niveau de la phase de réduction graduelle. Les résultats présentés dans la Figure 3.19 montrent que la contrainte de cette phase s'accroît avec l'augmentation de la fréquence de sollicitation et du niveau de déformation. Ces résultats sont superposés, dans la Figure 3.19, avec la courbe du comportement quasi-statique en flexion du composite étudié (Figure 3.13). Pour une fréquence égale à 10 Hz, cette superposition permet de constater que l'évolution de la contrainte, obtenue à partir de la phase de réduction graduelle, présente le même comportement que celui obtenu dans les conditions d'un essai quasi-statique en flexion. Ainsi, pour 10 Hz de fréquence et 50% du nombre de cycles dans un essai de fatigue, le contrôle de déplacement ou de déformation peut être considéré comme équivalent au contrôle de charge ou de contrainte. Le niveau de

contrainte équivalent peut être obtenu à partir de la phase de réduction graduelle de l'évolution de la contrainte résiduelle.

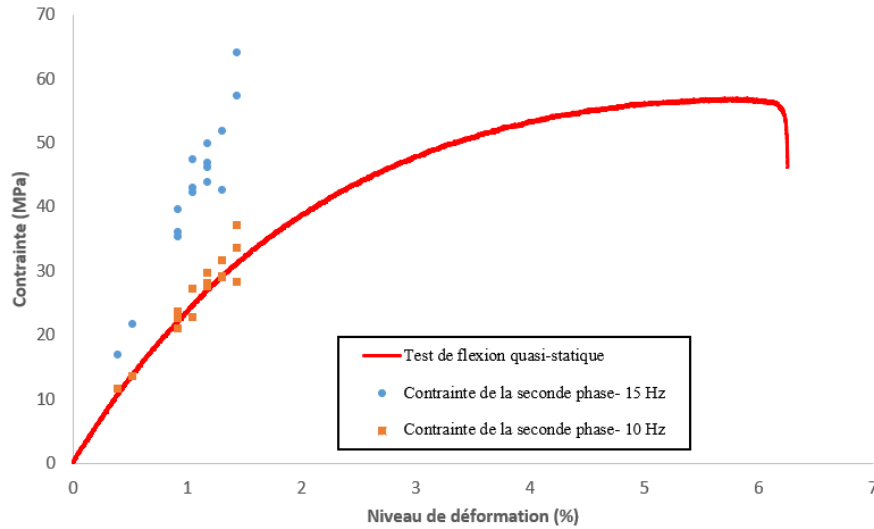


FIGURE 3.19 – Influence de la fréquence et du niveau de déformation sur la contrainte de la phase de réduction graduelle [110]

Durant les essais de fatigue, une caméra CCD et un dispositif d'émission acoustique sont respectivement utilisés pour visualiser l'initiation puis la propagation des macro-fissures et pour déterminer les variations de l'énergie acoustique (section 3.4.4). La Figure 3.20 présente une superposition de trois évolutions en fonction du nombre de cycles : l'évolution de la contrainte résiduelle, l'évolution de l'énergie acoustique normalisée et l'évolution de la longueur de la macro-fissure normalisée. Le but de la normalisation, réalisée par rapport à leurs valeurs maximales respectives, est de pouvoir tracer l'évolution de l'énergie acoustique et celle de la longueur de la macro-fissure sur le même axe. La Figure 3.20a ($f = 10\text{ Hz}$ et $\varepsilon = 1,43\%$) et la Figure 3.20b ($f = 15\text{ Hz}$ et $\varepsilon = 1,43\%$) montrent quatre phases dans la variation de l'énergie acoustique : la première phase d'augmentation, la première phase de stabilisation, la seconde phase d'augmentation et la seconde phase de stabilisation qui caractérise la rupture de l'échantillon. Pour les deux fréquences appliquées, la première phase d'augmentation coïncide avec la phase de baisse rapide de la contrainte résiduelle. Ceci indique que, au début d'un essai de fatigue, l'apparition et l'augmentation des mécanismes d'endommagement engendrent la baisse importante de la contrainte maximale. De plus, à 10 Hz, l'énergie acoustique normalisée augmente jusqu'à atteindre un plateau de $7,4 \cdot 10^{-4}$ ($9,32 \cdot 10^2 \mu\text{Vs}$). Après $8,2 \cdot 10^3$ cycles, cette énergie recommence à augmenter jusqu'à atteindre une valeur égale à $2,96 \cdot 10^{-3}$ ($3,73 \cdot 10^3 \mu\text{Vs}$), caractérisant la seconde phase de la variation acoustique (phase de stabilisation) (Figure 3.20c). Pour la fréquence de 15 Hz, la première phase est caractérisée par une augmentation de l'énergie acoustique, jusqu'à atteindre la valeur qui définit la première phase de stabilité acoustique (seconde phase). La Figure 3.20b montre que, à 15 Hz de fréquence, la seconde phase (première phase de stabilisation) présente une faible variation de l'énergie. Cette pente est très

faible comparée à celles présentes dans les deux phases d'augmentation. C'est pour cette raison que la seconde phase, obtenue à 15 Hz, est considérée ici comme stable (énergie constante). La Figure 3.20 montre que la seconde phase de l'évolution de l'énergie acoustique (première phase de stabilité) coïncide, en grande partie, à la première moitié de la phase de réduction graduelle de la contrainte résiduelle. Ceci montre, qu'en absence d'événements dus à la création de mécanismes d'endommagement, la contrainte caractéristique de la phase de réduction graduelle est presque constante. La troisième phase de l'évolution de l'énergie acoustique (seconde phase d'augmentation) débute à la seconde moitié de la phase de réduction graduelle et elle continue à la phase de baisse accélérée. Pour les deux fréquences de sollicitation (10 Hz et 15 Hz), le début de la seconde phase d'augmentation n'induit pas des mécanismes d'endommagement assez importants pour engendrer la chute de la contrainte résiduelle. Cycle après cycle, ces mécanismes atteignent un nombre suffisant pour engendrer la baisse accélérée de cette contrainte. La quatrième et dernière phase de l'évolution de l'énergie acoustique, appelée seconde phase de stabilité (ou stabilisation), caractérise la rupture par fatigue de l'échantillon. À 10 Hz, la Figure 3.20a présente une dernière phase représentant un seul point et non un plateau ($1,25.10^6 \mu\text{Vs}$). Ceci est dû au fait que la rupture de l'échantillon, ou la longueur maximale de la macro-fissure, est détectée au début du plateau de la phase de stabilité. À l'inverse, pour une fréquence égale à 15 Hz, la seconde phase de stabilité est représentée par un plateau avec une énergie acoustique égale à $1,19.10^7 \mu\text{Vs}$ (Figure 3.20b). Ceci est causé par le fait que la rupture par fatigue de l'échantillon est observée après 6.10^3 cycles du début de la dernière phase de l'évolution de l'énergie acoustique. Comme mentionné auparavant, la Figure 3.20 met aussi en évidence l'évolution de la longueur de la macro-fissure se propageant au sein d'un échantillon de flexion. Le dernier point de cette évolution présente la rupture par fatigue de l'échantillon, caractérisée par la longueur maximale de la macro-fissure. Dans la Figure 3.20a et la Figure 3.20b, le temps d'acquisition des images est de 50 secondes. D'après l'évolution de la longueur de la macro-fissure dans ces dernières figures, l'initiation se déroule au cours de la troisième phase de l'évolution acoustique : la seconde phase d'augmentation. Ainsi, l'accroissement de l'énergie acoustique, et par conséquent les mécanismes d'endommagement, reflète une recrudescence des micro-fissures donnant naissance à une macro-fissure. Les constats précédents et la Figure 3.20a démontrent que l'initiation et la propagation de la macro-fissure causent la création de la phase de baisse accélérée de la contrainte résiduelle. Toutefois, la Figure 3.20a et la Figure 3.20b semblent présenter des résultats en contradiction. Cette dernière indique que l'initiation de la macro-fissure a lieu pendant la seconde moitié de la phase de baisse accélérée. Le retard dans la détection de l'initiation de macro-fissure est peut-être dû à l'emplacement de la caméra CCD. La Figure 3.6 montre que cette caméra est placée en face de la machine de fatigue de telle sorte à détecter les macro-fissures sur la face latérale de l'échantillon de flexion. Un biais technique peut induire un tel retard dans le cas où l'initiation de la macro-fissure, se déroulant sur la face inférieure de l'échantillon, ne donne pas naissance, simultanément, à une autre sur la face latérale du spécimen (test de fatigue présenté par la Figure 3.20b). Ainsi, la propagation de la macro-fissure sur la face détectée par la caméra CCD sera considérée comme étant l'initiation. L'évolution de la longueur normalisée de macro-fissure ainsi que celle de la contrainte résiduelle,

obtenues à d'autres niveaux de déformation, sont présentées dans l'Annexe C.

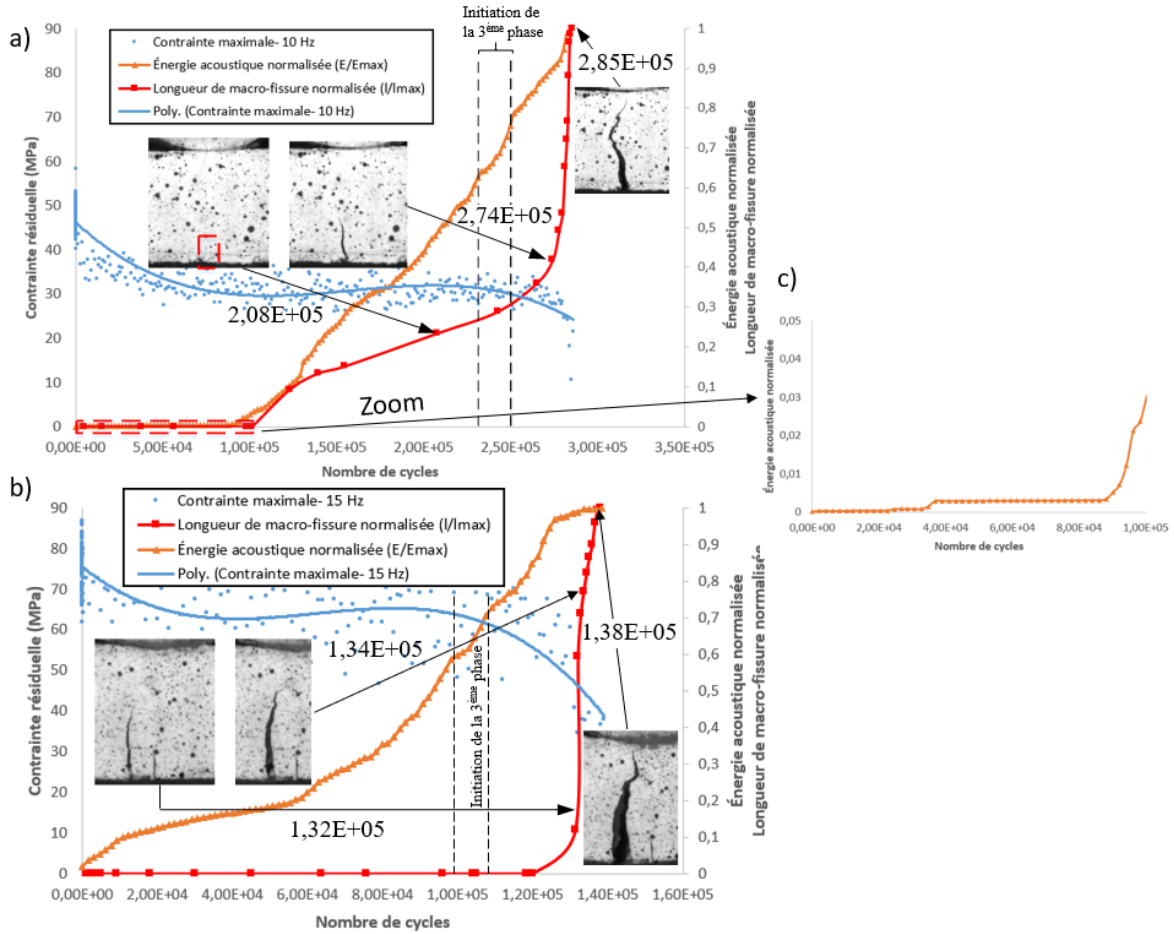


FIGURE 3.20 – Énergie acoustique normalisée, longueur de macro-fissure normalisée et contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles : a) 10 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation ; b) 15 Hz de fréquence et 1,43% de niveau de déformation [110]

3.9 Comparaison en fatigue avec des résultats issus de la littérature

La Figure 3.21 présente les propriétés en fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Ces propriétés sont transposées à celles du polyéthylène de masse molaire très élevée et celles du Nylon 66. Ce type de Nylon a été étudié dans la littérature par R.W.Hertzberg et al. [118], M.G.Wyzgoski et al. [119] et J.P.Trotignon et al. [120]. La comparaison entre le composite étudié et les polymères cités précédemment est réalisée sur les courbes de Wöhler, ou courbes S-N (Figure 3.21a), et les courbes d'évolution de la contrainte résiduelle (Figure 3.21b). Comme mentionné dans la section 3.8.4, les essais de fatigue à déformation contrôlée et à 10 Hz de fréquence permettent l'élaboration des courbes de Wöhler. Les niveaux de contrainte utilisés sont

les contraintes moyennes prises au cours de la phase de réduction graduelle. La courbe S-N, trouvée à 10 Hz, est superposée dans la Figure 3.21a avec d'autres issues de la littérature. Ces dernières ont été obtenues pour des fréquences de sollicitation différentes de 10 Hz (30 Hz pour le Nylon 66 utilisé par R.W.Hertzberg et al. [118], 5 Hz pour le Nylon utilisé par M.G.Wyzygoski et al. [119] et 30 Hz pour le polyéthylène de masse molaire très élevée utilisé par H.Yelle et al. [121]). Dans cette comparaison, la différence au niveau de la fréquence de sollicitation est tolérée à partir des résultats présentés dans la Figure 3.15 (section 3.8.1). Ces résultats montrent que, pour des niveaux de déformation bas, l'effet de la fréquence sur le HCFS du matériau est négligeable. Alors, indépendamment de la fréquence de sollicitation utilisée, la Figure 3.21a montre que le PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau présente un HCFS plus élevé que celui du polyéthylène de masse molaire très élevée [121] et celui du Nylon 66 utilisé dans le même intervalle des niveaux de contrainte [118]. En effet, le composite étudié présente un HCFS égal à 22,44 MPa, soit 69,87% supérieur à celui du polyéthylène de masse molaire très élevée [121]. De plus, le Nylon 66, étudié par R.W.Hertzberg et al. [118], donne des échantillons qui cassent avant d'atteindre le nombre maximal de cycles, et cela, pour un niveau de contrainte supérieur ou égal à 14 MPa. Ces données indiquent que le HCFS de ce Nylon 66 est donc inférieur à celui du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. D'après la Figure 3.21a, M.G.Wyzygoski et al. [119] ont aussi étudié le comportement en fatigue du Nylon 66, mais avec des niveaux de contrainte (entre 60,23 MPa et 155,1 MPa) plus élevés que ceux utilisés dans ce travail (entre 12 MPa et 33 MPa). La Figure 3.21a montre que le HCFS du Nylon 66 est inférieur à la plus faible contrainte appliquée (60,23 MPa). Aussi, en fonction de l'allure de la courbe S-N du Nylon 66 [119], il est possible de prévoir un HCFS plus élevé que celui du composite étudié. Cette dernière figure illustre que le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau possède un HCFS compris entre celui du Nylon 66 étudié par R.W.Hertzberg et al. [118] et celui du Nylon 66 proposé par M.G.Wyzygoski et al. [119]. La Figure 3.21b compare l'évolution de la contrainte résiduelle du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau avec la valeur de la contrainte moyenne du Nylon 66, obtenue durant la phase de réduction graduelle [120]. Pour le composite étudié, les résultats présentés à la Figure 3.21b sont obtenus à partir de trois essais de fatigue sur des échantillons de flexion, en utilisant un niveau de déformation de 1,43% et une fréquence de 10 Hz. Les mêmes paramètres d'essai ont été utilisés par J.P.Trotignon et al. [120] pour déterminer la contrainte résiduelle du Nylon 66, présentée à la Figure 3.21b. Cette figure montre que la contrainte moyenne de la seconde phase de l'évolution, obtenue avec le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, est égale à 33 MPa. Cette valeur est inférieure à celle trouvée par J.P.Trotignon et al. [120] avec le Nylon 66. Par contre, la différence étant égale à 3 MPa, elle n'est donc pas significative.

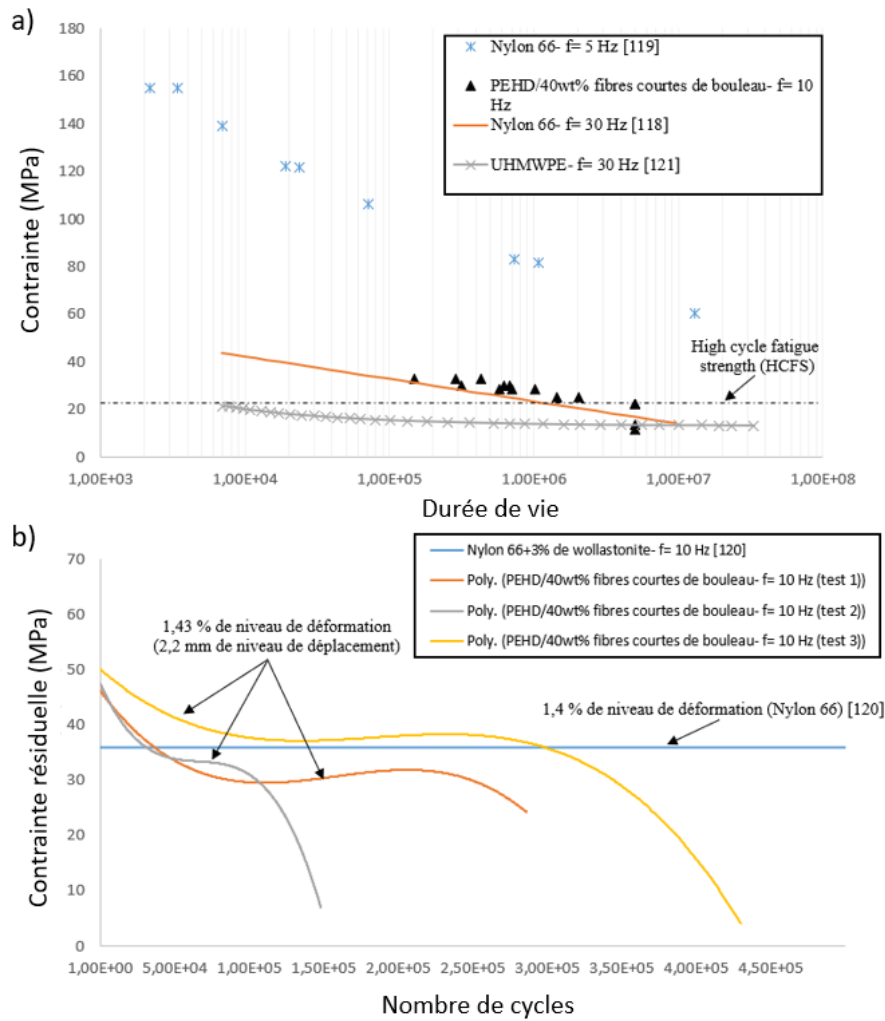


FIGURE 3.21 – Propriétés en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, du polyéthylène de masse molaire très élevée et du Nylon 66 : a) Courbes de Wöhler ou courbes S-N ; b) Courbes d'évolution de la contrainte résiduelle [110]

Partie 3 : Effet du vieillissement hygrothermique sur les propriétés quasi-statiques et de fatigue du PEHD renforcé avec 40 %wt de fibres courtes de bouleau

La partie suivante présente les résultats expérimentaux issus des essais mécaniques sur des échantillons de flexion vieillis en PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Ces résultats sont mis en parallèles avec ceux de la partie précédente (échantillons sains) afin d'évaluer l'effet du vieillissement hygrothermique sur les propriétés mécaniques (quasi-statiques et de fatigue) du composite étudié.

3.10 Vieillessement hygrothermique

La Figure 3.22a montre que tous les échantillons immergés dans l'eau distillée, à 60 °C, ont atteint la saturation. Cette saturation est caractérisée par un plateau à la fin de la courbe de prise de masse, appelé prise de masse à la saturation ou « M_{sat} ». Ce plateau a une valeur moyenne égale à 9,95%. La Figure 3.22a illustre que l'augmentation de la prise de masse, détectée avant le plateau de saturation, est non linéaire. Cette non linéarité signifie que la diffusion d'humidité dans le composite étudié est non-fickienne. De plus, il est important de mentionner que la valeur de prise de masse à la saturation varie peu d'un échantillon à un autre. En effet, l'écart-type de ces prises de masse en eau est de 0,1%. Cette faible valeur est obtenue grâce à la procédure de validation (section 3.3) qui a été réalisée après la fabrication des échantillons de flexion, aidant ainsi à avoir un taux de fibres régulier entre les différentes éprouvettes. Comme mentionné dans la section 3.4.1, l'évolution du module d'Young, pour les échantillons immergés, est déterminée tout au long de la phase d'absorption d'eau à l'aide d'un dispositif d'impulsion acoustique. L'objectif de ces mesures est de connaître l'effet de l'humidité sur la rigidité en traction du composite étudié. La Figure 3.22b présente l'évolution du module d'Young, pour les échantillons immergés dans l'eau distillée, en fonction de la racine carrée du temps d'immersion. Cette figure montre que, durant la phase d'absorption d'eau, la valeur moyenne du module d'Young chute drastiquement de 4,53 GPa (valeur mesurée avant immersion) à 2,21 GPa (valeur mesurée à la saturation). Cette chute importante de 51,21% est due aux gonflements des fibres de bouleau après leurs absorptions d'eau. Une fois la saturation atteinte, la majorité des éprouvettes sont séchées pendant 40 jours afin d'éliminer l'humidité absorbée. Après séchage, les échantillons sont considérés comme vieillis. Le reste des spécimens saturés en eau, appelés «échantillons mouillés», sont étudiés en flexion 3 points quasi-statique pour évaluer l'effet de l'absorption d'eau sur les propriétés mécaniques du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau.

Comme mentionné dans la section 3.4.1, d'autres essais de vieillissement hygrothermique sont réalisés à des températures d'immersion différentes de 60 °C (40 °C, 70 °C et 80 °C). La Figure 3.23 met en évidence les résultats issus de ces essais. Ces résultats sont présentés sous forme d'évolution moyenne de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion. Ces dernières ont été comparées à la courbe moyenne de la Figure 3.22a. La Figure 3.23 et la Table 3.7 montrent que l'augmentation de la température d'immersion n'influence pas significativement la valeur moyenne de la prise de masse à la saturation (M_{sat}). En effet, le passage de 40 °C à 80 °C conduit, respectivement, à un M_{sat} moyen de 10,16% et 10,22%. Par ailleurs, l'augmentation de la température d'eau distillée engendre la réduction du temps nécessaire pour atteindre la saturation. Ainsi, la vitesse de diffusion de l'humidité dans le composite étudié croît en passant de 40 °C à 80 °C. L'augmentation de la vitesse de propagation d'eau, à l'intérieur du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, est observée par l'accentuation de la pente dans la portion linéaire de la courbe de prise de masse (juste avant la partie non linéaire de la diffusion non-fickienne). À partir de la relation exprimée

ci-dessous [100], cette pente donne la valeur du coefficient de diffusion initial « D_0 ».

$$D_0 = \pi \left(\frac{h}{4M_{sat}} \right)^2 P_{portion-linéaire}^2 = \pi \left(\frac{h}{4M_{sat}} \right)^2 \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (3.11)$$

Où h , $P_{portion-linéaire}$, $(\sqrt{t_1}, M_1)$ et $(\sqrt{t_2}, M_2)$ sont respectivement l'épaisseur de l'échantillon avant immersion, la pente de la portion linéaire de la courbe, les coordonnées du point 1 et les coordonnées du point 2. Ces deux points sont pris sur la portion linéaire et leurs coordonnées représentent la racine carrée du temps d'immersion et la prise de masse exprimée en pourcentage.

La Table 3.7 récapitule les résultats issus des phases d'immersion, réalisées à des températures égales à 40 °C, 60 °C, 70 °C et 80 °C. Ces résultats sont représentés par les valeurs moyennes du coefficient de diffusion initial (D_0) et de la prise de masse à la saturation (M_{sat}). Pour « D_0 », sa valeur moyenne augmente avec la température d'immersion, excepté à 60 °C. Cette température a été utilisée dans la première campagne expérimentale de vieillissement hygrothermique. D'après la Figure 3.23 et la section 3.4.1, la première mesure d'immersion, à 60 °C, a été réalisée après 48 heures, cela n'a pas été le cas pour les mesures aux autres températures. Par conséquent, lors du calcul de la pente de la portion linéaire de la courbe de prise de masse à 60 °C, le manque de points provoque une perte de précision pour la valeur du coefficient de diffusion initial, ce qui explique le résultat présenté dans la Table 3.7.

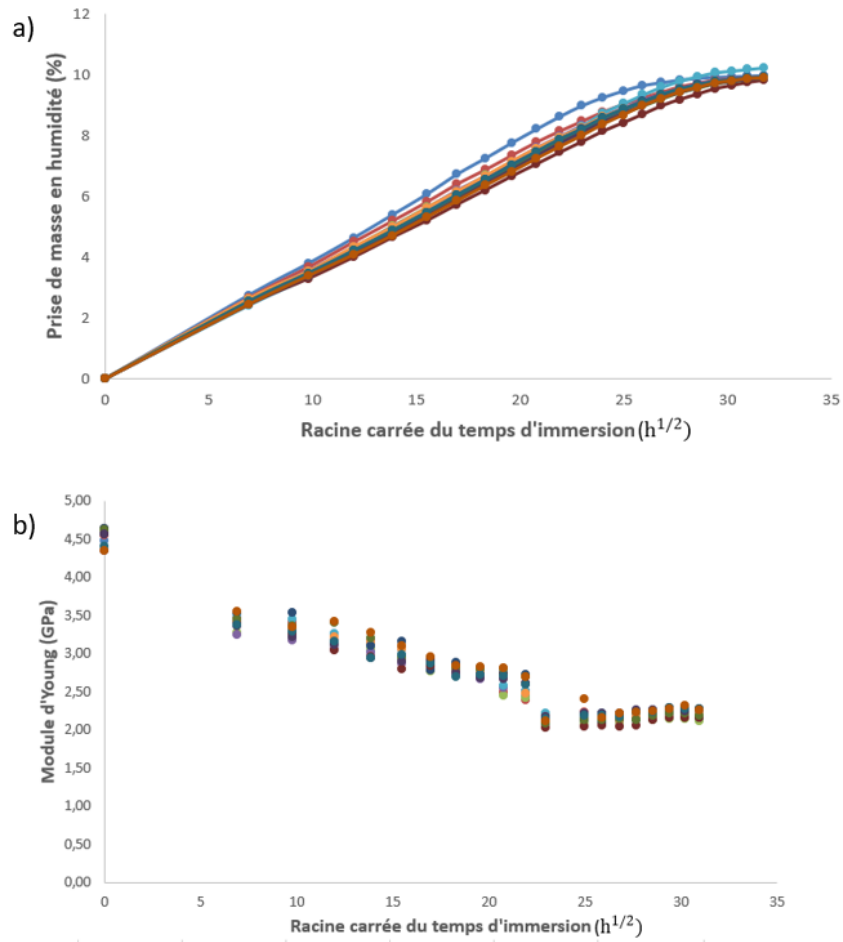


FIGURE 3.22 – a) Prise de masse en humidité des échantillons immergés dans l’eau distillée à 60 °C, en fonction de la racine carrée du temps d’immersion (en heure) ; b) Module d’Young des échantillons immergés dans l’eau distillée en fonction de la racine carrée du temps d’immersion (en heure) [112]

TABLE 3.7 – Coefficient de diffusion initial moyen et prise de masse moyenne à la saturation, mesurés à différentes températures d’immersion

Température (° C)	D_0 (mm ² /jours)	M_{sat} (%)
40	$1,11.10^{-2}$	10,16
60	$7,63.10^{-2}$	9,95
70	$7,60.10^{-2}$	10,04
80	$12,79.10^{-2}$	10,22

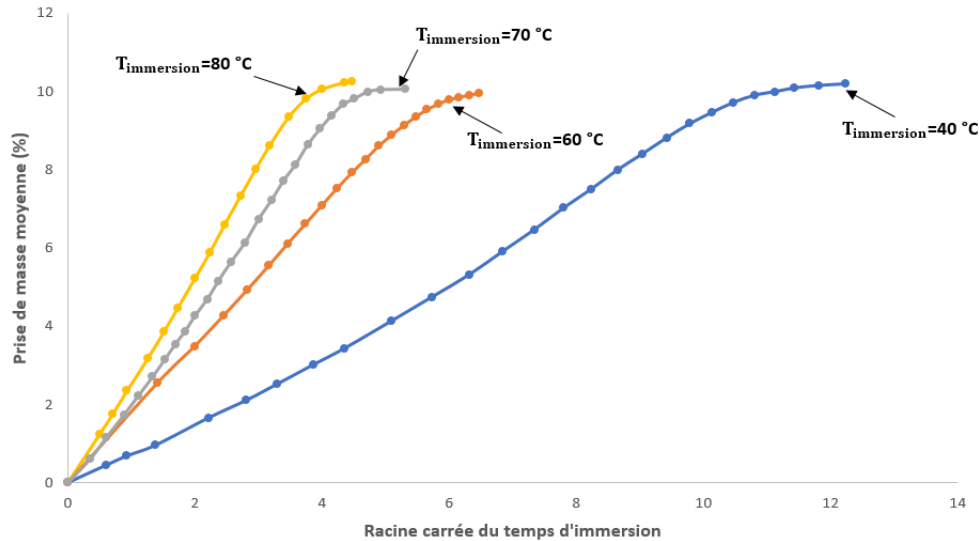


FIGURE 3.23 – Prises de masse moyennes en fonction de la racine carrée du temps (en jour), obtenues à différentes températures d’immersion

3.11 Essais quasi-statiques en flexion

La Figure 3.24 présente les courbes de contrainte-déformation obtenues par des essais de flexion 3 points sur des échantillons mouillés et vieillis. Ces courbes sont comparées à celles obtenues avec des échantillons sains (Figure 3.13) afin d’évaluer l’effet de l’absorption d’eau et du vieillissement hygrothermique sur les propriétés mécaniques du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. La Figure 3.24 montre que la présence d’eau au sein des échantillons engendre une baisse très importante du module d’élasticité et de la résistance à la flexion. Si ces propriétés sont comparées à celles des échantillons sains, il est possible de noter, respectivement, une chute de 47,24% et 50,81%. La perte des propriétés mécaniques en flexion peut être attribuée aux gonflements des fibres de bouleau suite à l’absorption d’eau. De plus, la présence d’eau dans les échantillons en composite donne une déformation à la rupture plus élevée que celle obtenue avec des échantillons sains (Figure 3.13). L’augmentation de la déformation à la rupture, après saturation en eau, est de l’ordre de 58,07%. Les échantillons vieillis, quant à eux, présentent un module d’élasticité moyen de 2,51 GPa, une contrainte maximale moyenne de 54,10 MPa et une déformation à la rupture moyenne de 5,98%. Ces propriétés mécaniques représentent respectivement 98,82%, 96,28% et 96,45% de celles trouvées dans le cas des échantillons sains (Table 3.5). Cette comparaison, réalisée entre les échantillons sains et vieillis, met en évidence que le vieillissement hygrothermique n’influence pas d’une façon significative les propriétés mécaniques en flexion du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. L’hypothèse est donc que la phase de séchage, qui suit la phase d’immersion, a permis au composite de récupérer presque ses propriétés mécaniques initiales en retirant la grande majorité d’eau au niveau des fibres de bouleau courtes. La Figure 3.24 montre aussi que le comportement ductile, avec un domaine plastique

limité, est conservé après le vieillissement hygrothermique. Les caractéristiques de ce comportement ont été citées dans la section 3.6. La Table 3.8 récapitule les propriétés mécaniques trouvées avec les échantillons vieillis à partir de la Figure 3.24. Cette table présente aussi les propriétés des échantillons sains (Table 3.5) afin de mettre en évidence l'effet négligeable du vieillissement hygrothermique sur le comportement quasi-statique du composite étudié.

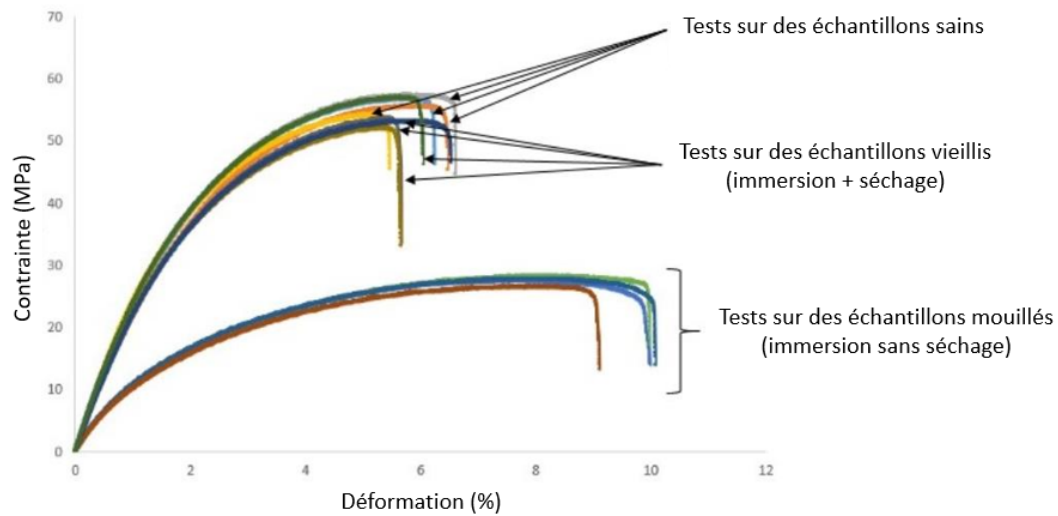


FIGURE 3.24 – Courbes contrainte-déformation des échantillons vieillis et humides superposées avec celles obtenues avec des échantillons sains [112]

TABLE 3.8 – Propriétés mécaniques en flexion du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli comparées à celles obtenues avec des échantillons sains (Table 3.5) [112]

Propriétés mécaniques	Échantillons	Sain	Vieilli
Module d'élasticité (GPa)	1	2,64	2,42
	2	2,35	2,55
	3	2,51	2,38
	4	2,68	2,69
	Valeur moyenne	2,54	2,51
	Écart-Type	0,15	0,14
	Ratio	0,06	0,06
Contrainte maximale (MPa)	1	56,98	53,73
	2	55,80	52,26
	3	57,59	53,27
	4	54,38	57,14
	Valeur moyenne	56,19	54,10
	Écart-type	1,42	2,12
	Ratio	0,03	0,04
Déformation à la rupture (%)	1	6,25	5,68
	2	6,48	5,66
	3	6,61	6,53
	4	5,47	6,05
	Valeur moyenne	6,20	5,98
	Écart-type	0,51	0,41
	Ratio	0,08	0,07

3.12 Essais de fatigue en flexion

3.12.1 Durabilité du matériau et analyse statistique de Weibull

Comme mentionné dans la section 3.8.1, la durabilité du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau peut être définie par la courbe ε -N. La Figure 3.25a présente la variation de la durée de vie du composite vieilli en fonction du niveau de déformation appliqué. Les niveaux de déformation, dans ce cas, sont calculés à partir des niveaux de déplacement imposés et la relation 3.7. De plus, comme cité dans la section 3.4.4, juste une seule fréquence (10 Hz) est utilisée pour les essais de fatigue sur des échantillons vieillis. Les résultats présentés dans la Figure 3.25a sont superposés avec ceux trouvés dans le cas des échantillons sains à une fréquence égale à 10 Hz (Figure 3.15b). Les flèches noires sur la Figure 3.25a caractérisent les échantillons de flexion qui n'ont pas cassé à un nombre de cycles égal à $5 \cdot 10^6$ cycles. La courbe ε -N du composite vieilli

(Figure 3.25a) montre que le HCFS du matériau est atteint à un niveau de déformation égal à 0,78% (1,2 mm de déplacement). La comparaison de ce résultat avec celui du composite sain (HCFS atteint à 0,91% de niveau de déformation ou 1,4 mm de déplacement) montre que le vieillissement hygrothermique a engendré une baisse de 14,3% du niveau de déformation correspondant au HCFS du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Par conséquent, le vieillissement hygrothermique a causé une baisse importante du HCFS du composite étudié.

Une fois la durabilité du composite vieilli déterminée par le traçage de la courbe ε -N, une analyse statistique est réalisée avec la distribution de Weibull à deux paramètres (relation 3.8 dans la section 3.8.2). Cette analyse détermine le nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture, appelé aussi vie caractéristique (N_0). La Figure 3.25b présente l'évolution de N_0 , obtenue avec des échantillons vieillis, en fonction du niveau de déformation appliqué. Cette évolution est superposée à celle des échantillons sains, obtenue à une fréquence de 10 Hz (Figure 3.16). Le but de cette superposition est d'évaluer l'influence du vieillissement hygrothermique sur N_0 . Entre 1,04% et 1,43% de niveau de déformation, le vieillissement hygrothermique engendre une baisse importante du nombre de cycles correspondant à 50% de la probabilité cumulative de rupture. L'écart entre les deux tendances de N_0 (pour échantillons sains et vieillis) augmente avec l'intensification du niveau de déformation. De plus, la Figure 3.25b montre que, à 0,91% de niveau de déformation, la courbe des échantillons sains ne présente pas une valeur de N_0 . Ceci est dû au fait que les résultats de la Figure 3.25b sont issus des essais de fatigue présentant des échantillons qui cassent avant d'atteindre le nombre de cycles maximal ($5 \cdot 10^6$ cycles), ce qui n'est pas le cas avec les échantillons sains à 0,91% de niveau de déformation.

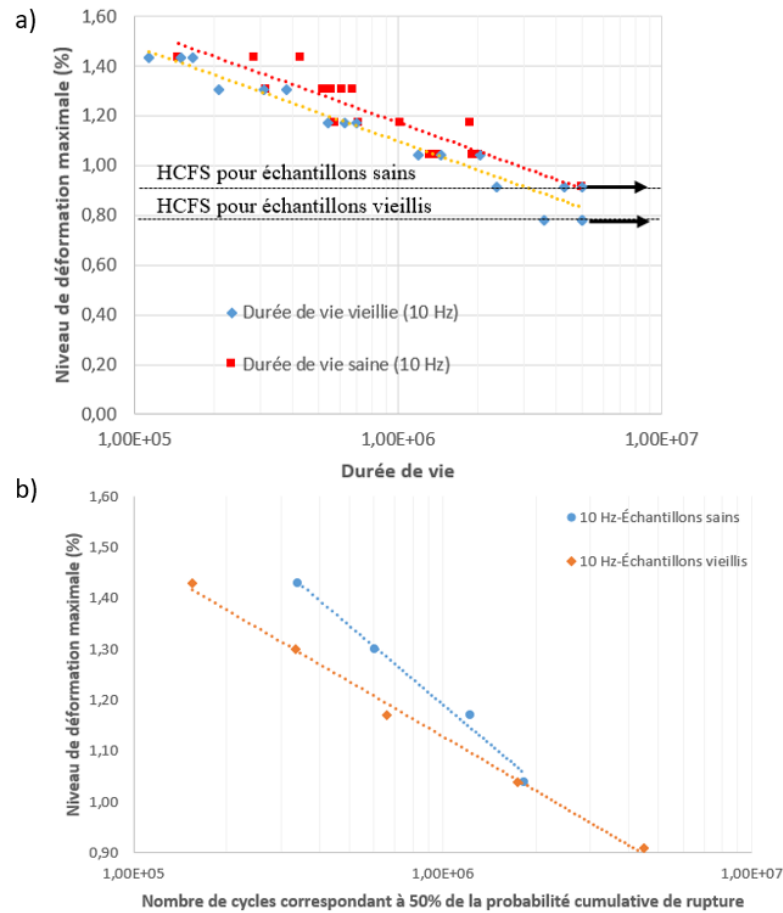


FIGURE 3.25 – Durabilité en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli et sain, à une fréquence de 10 Hz : a) Courbes ε -N; b) Évolutions de la vie caractéristique en fonction du niveau de déformation appliqué [112]

3.12.2 Endommagement par fatigue

Comme mentionné dans la section 3.8.4, l'endommagement par fatigue du composite étudié est déterminé à partir de l'évolution de la contrainte résiduelle (contrainte maximale) en fonction du nombre de cycles. Cette contrainte est calculée avec la valeur maximale de la force, mesurée à chaque cycle, et la relation 3.10 (section 3.8.4). La Figure 3.26 présente les différentes évolutions de la contrainte résiduelle, obtenues à partir de deux niveaux de déformation appliqués sur des échantillons vieillis. Le choix de ces deux niveaux de déformation (1,17% et 0,78%) est fait de telle sorte à avoir une rupture (avec 1,17%) et une non-rupture (avec 0,78%) des échantillons avant $5 \cdot 10^6$ cycles. La Figure 3.26a présente les évolutions à 1,17% de niveau de déformation. Elles sont composées de trois phases : phase de baisse rapide, phase de réduction graduelle et phase de baisse accélérée. Le même type d'évolution a été observé avec les autres niveaux de déformation (0,91%; 1,04%; 1,30%; 1,43%). Ces niveaux sont appliqués sur des échantillons vieillis et ils présentent une rupture de l'échantillon de flexion avant

5.10^6 cycles. De plus, la comparaison de ces résultats avec ceux trouvés à partir des échantillons sains (section 3.8.4), pour des niveaux de déformation présentant une rupture avant 5.10^6 cycles, montre qu'il n'y a pas d'effet de vieillissement hygrothermique sur l'évolution de la contrainte résiduelle. Pour 0,78% de niveau de déformation (Figure 3.26b), l'allure de la courbe est différente de celle trouvée avec des niveaux plus élevés. Dans ce cas, l'évolution de la contrainte maximale ne présente que deux phases : phase de baisse rapide et phase de réduction graduelle. La Figure 3.26b met en évidence quatre courbes de contrainte résiduelle, obtenues à un niveau de déformation égal à 0,78%. Trois de ces quatre courbes sont semblables à celles observées avec des échantillons sains pour des faibles niveaux de déformation (présence de deux phases). La quatrième courbe présente trois phases semblables à celles trouvées avec des niveaux de déformation plus élevés (Figure 3.26a et Annexe C). La différence entre cette courbe et les trois autres, présentées dans la Figure 3.26b, peut être expliquée par la variation de taux et de distribution de fibres d'un échantillon à un autre, malgré la procédure de validation pratiquée (section 3.3). Cette variation est plutôt faible mais elle peut créer une différence en termes de résistance et de durée de vie lorsqu'il s'agit d'un essai de fatigue à 5 millions de cycles. En effet, l'échantillon utilisé pour tracer la courbe à trois phases, dans la Figure 3.26b, contient un taux et une distribution de fibres moins importants que ceux existants dans les autres échantillons. Cette théorie a été validée en vérifiant les masses des spécimens testés. Parmi les échantillons de la Figure 3.26b, il a été démontré que la masse la moins importante appartient à deux spécimens : celui qui est représenté par la contrainte résiduelle à trois phases (spécimen 1) et un autre qui ne casse pas avant 5 millions de cycles (spécimen 2). La différence entre le comportement de ces deux éprouvettes peut être causée par l'emplacement de la zone contenant un faible taux de fibres : dans le spécimen 1, cette zone est, peut-être, située au milieu, là où le déplacement de flexion est appliqué. Ceci provoque une rupture prématurée de l'échantillon en question. En somme, par analogie avec les échantillons sains, la troisième phase (phase de baisse accélérée), observée à un niveau de déformation supérieur à 0,78%, est causée par l'initiation et la propagation des macro-fissures au sein des échantillons de flexion vieillis.

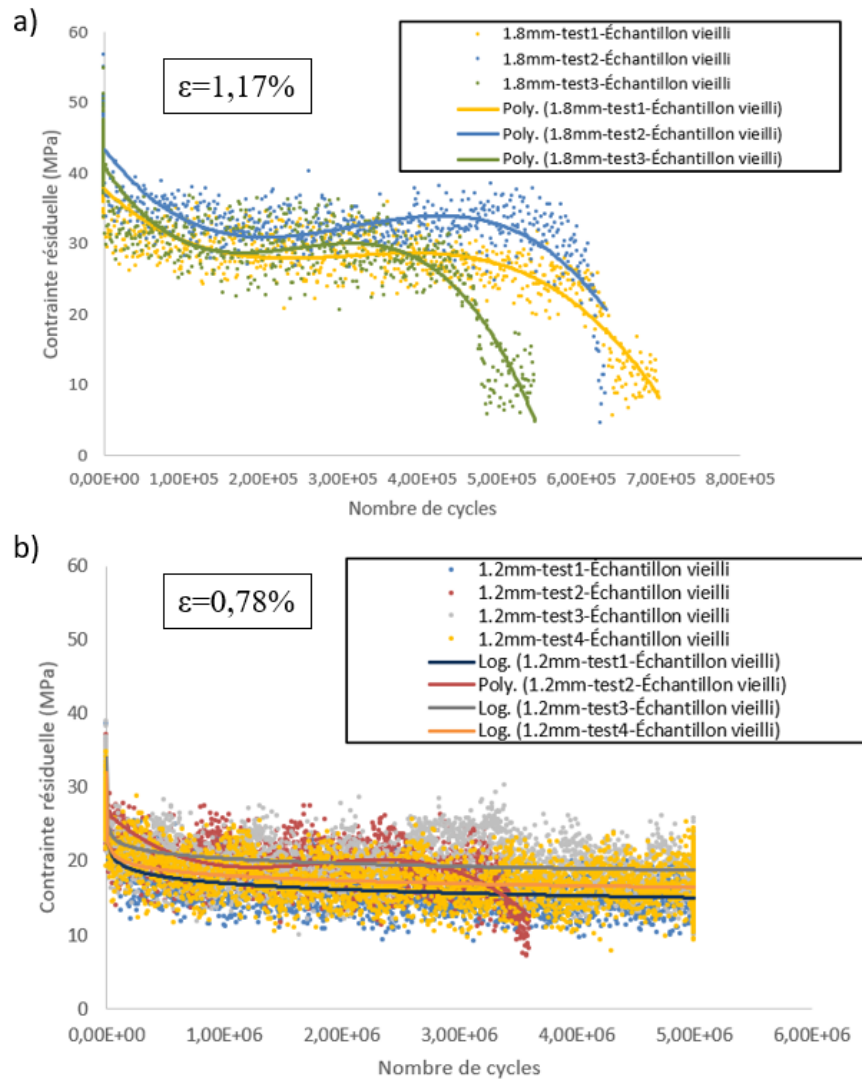


FIGURE 3.26 – Évolutions de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles, obtenues avec le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli : a) 1,17% de niveau de déformation ; b) 0,78% de niveau de déformation [112]

À partir des évolutions de la contrainte résiduelle, la contrainte moyenne de la phase de réduction graduelle a été déterminée pour la majorité des essais de fatigue réalisés sur des échantillons vieillis. Ces résultats, présentés dans la Figure 3.27, sont superposés à une courbe de flexion issue d'un essai quasi-statique sur un échantillon vieilli (Figure 3.24). Comme mentionné dans la section 3.8.4, ce travail ne concerne que la phase de réduction graduelle vu son comportement presque constant et sa durée relativement importante comparée à la durée totale d'un essai de fatigue (plus que 50% de la durée d'un essai de fatigue). La Figure 3.27 montre que la contrainte moyenne de la seconde phase augmente avec l'accroissement du niveau de déformation. De plus, cette évolution suit parfaitement la courbe quasi-statique de flexion. Ainsi, pour 50% de la durée d'un essai de fatigue sur des échantillons vieillis, le contrôle de déplacement peut

être équivalent à un contrôle de charge. Le niveau de contrainte est déterminé par la contrainte moyenne de la phase de réduction graduelle (seconde phase). La Figure 3.27 présente aussi les résultats trouvés avec des échantillons sains à 10 Hz de fréquence (Figure 3.19 dans la section 3.8.4). La comparaison, en termes de fatigue, entre les résultats des échantillons sains et vieillis a démontré que le vieillissement hygrothermique n'a pas d'influence significative sur la contrainte moyenne de la phase de réduction graduelle.

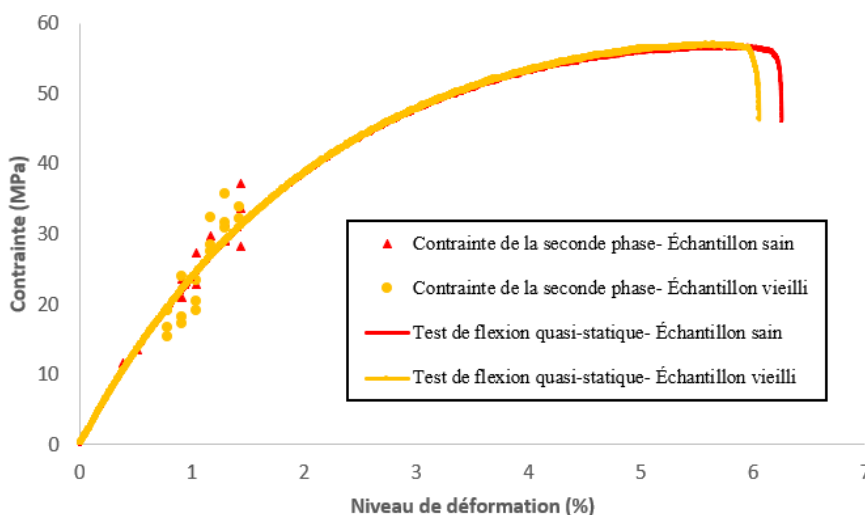


FIGURE 3.27 – Évolutions de la contrainte résiduelle (phase de réduction graduelle) en fonction du niveau de déformation, obtenues avec des échantillons sains et vieillis [112]

Partie 4 : Causes directes de la chute du HCFS du PEHD/40%wt de fibres de bouleau courtes après vieillissement hygrothermique

D'après la section 3.12.1, le vieillissement hygrothermique engendre une baisse du HCFS du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. En effet, le vieillissement hygrothermique peut causer un changement au niveau de la composition chimique, la stabilité thermique ou/et les mécanismes d'endommagement intervenant lors d'un essai de fatigue. L'un de ces phénomènes (ou tous) peut être considéré comme la cause directe de la chute du HCFS du composite étudié. Pour connaître exactement le ou les phénomènes causant cette chute, des essais de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF), des analyses thermogravimétriques (ATG) et des observations microscopiques sont réalisés sur des échantillons sains et vieillis.

3.13 Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier et analyse thermogravimétrique

3.13.1 Spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier

Des essais de spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (IRTF) sont effectués sur des échantillons sains et vieillis. Ces échantillons sont utilisés juste après leurs ruptures par fatigue. Le but de ces essais est d'évaluer l'effet du vieillissement hygrothermique sur la composition chimique du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. La Figure 3.28 met en évidence les spectres infrarouges trouvés grâce à des échantillons sains et vieillis. À partir des travaux de recherche sur les fibres de bois [122–126], des bandes typiques d'absorption sont identifiées sur les spectres de la Figure 3.28. Des vibrations, dues aux étirements des liaisons covalentes, ont été détectées à 3346 cm^{-1} , 1032 cm^{-1} et 1726 cm^{-1} . Ces vibrations correspondent respectivement aux liaisons O-H, C-O et C=O. Les deux dernières liaisons font partie intégrante de la structure de la lignine. De plus, les bandes localisées à 2915 cm^{-1} , 2848 cm^{-1} , 1471 cm^{-1} et 717 cm^{-1} caractérisent les différents types de la liaison C-H situés au niveau des fibres de bois (bouleau), de la matrice PEHD et de l'agent de couplage PEMA. La large bande d'absorption, définie par les deux pics : 2915 cm^{-1} et 2848 cm^{-1} , représente la vibration de la liaison C-H dans les groupes de méthylène aliphatique. Par contre, la bande située à 1471 cm^{-1} est associée à la déformation asymétrique de la liaison C-H et aussi aux vibrations des cycles aromatiques de la lignine. La comparaison entre les spectres infrarouges des échantillons sains et vieillis (Figure 3.28) montre que ces spectres ont la même évolution. De plus, cette comparaison permet de révéler que les pics des bandes typiques d'absorption, pour les échantillons sains et vieillis, ont des amplitudes identiques. Par conséquent, le vieillissement hygrothermique n'influence pas la composition chimique du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau.

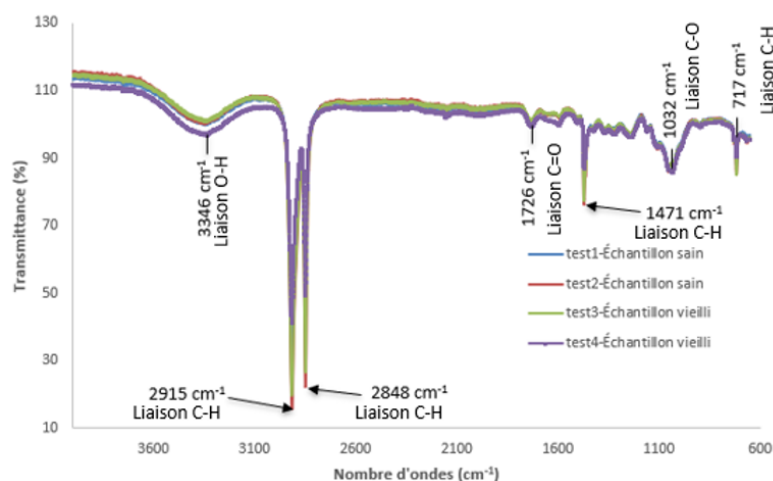


FIGURE 3.28 – Spectres infrarouges issus des essais IRTF sur des échantillons sains et vieillis [112]

3.13.2 Analyse thermogravimétrique

Les essais de fatigue ont été suivis par une campagne expérimentale thermogravimétrique. Cette campagne (analyse thermogravimétrique) est réalisée sur des échantillons sains et vieillis ayant subis une rupture par fatigue. Le but de ce travail est de déterminer l'effet du vieillissement hygrothermique sur la stabilité thermique du composite étudié. La Figure 3.29a montre que toutes les courbes ATG présentent cinq phases. La première phase, caractérisée par une perte négligeable de la masse, peut être attribuée à la vaporisation d'une quantité résiduelle d'eau présente dans les fibres avant l'analyse thermogravimétrique [127]. La deuxième phase, entre 100 °C et 260 °C, caractérise la décomposition d'hémicellulose présente dans les fibres de bouleau [127]. La troisième phase, entre 260 °C et 386 °C, résulte de la décomposition de la cellulose et de la lignine [126, 127]. Ces deux dernières représentent, avec l'hémicellulose, les trois constituants les plus importants des fibres de bois [5, 6]. La quatrième phase, localisée entre 386 °C et 480 °C, représente la décomposition de la matrice PEHD [126]. Finalement, la cinquième phase, entre 480 °C et 600 °C, caractérise la dégradation du charbon formé durant les phases de décomposition précédentes [127]. La comparaison entre les courbes ATG des échantillons sains et vieillis (Figure 3.29a) a permis de détecter une petite différence entre leurs températures à 5% de perte de masse ($T_{5\%}$). Pour les échantillons vieillis, la valeur moyenne de $T_{5\%}$ est de 261 °C. Cette valeur est plus basse de 5 °C que celle trouvée avec les échantillons sains ($T_{5\%}$ égale à 266 °C). Les travaux de Gil-Castell et al. [127] montrent que 5 °C de différence, entre $T_{5\%}$ des échantillons sains et vieillis, peut être considérée comme non significative. Par conséquent, les courbes ATG des échantillons sains et vieillis sont similaires. La Figure 3.29b met en évidence les dérivées premières des courbes ATG présentées dans la Figure 3.29a. Ces dérivées donnent les évolutions du taux massique en fonction de la température (DTG). À partir de la Figure 3.29b, trois pics se distinguent, quelle que soit la courbe. Ces derniers caractérisent les trois phases de décomposition les plus importantes. De plus, la Figure 3.29b montre que les températures des trois pics (T_{pic}), obtenues avec les échantillons sains, sont identiques à celles trouvées avec les échantillons vieillis. Ceci appuie la remarque précédente vers la similarité des courbes DTG. En prenant une phase de décomposition bien déterminée, T_{pic} représente la température à laquelle le taux de perte de masse est maximal. Pour la première phase de décomposition (3^{ème} phase sur la Figure 3.29a), T_{pic} est égale à 344 °C. La deuxième et troisième phase (4^{ème} et 5^{ème} phase sur la Figure 3.29a) ont respectivement une T_{pic} égale à 461 °C et 537 °C. En se basant sur les résultats présentés dans la Figure 3.29a et la Figure 3.29b, il est possible de conclure que le vieillissement hygrothermique n'influence pas la stabilité thermique du composite PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. De plus, en faisant le lien entre les propriétés thermiques des matériaux et leurs compositions chimiques, les résultats obtenus en spectroscopie infrarouge (section 3.13.1) concordent avec ces derniers constats.

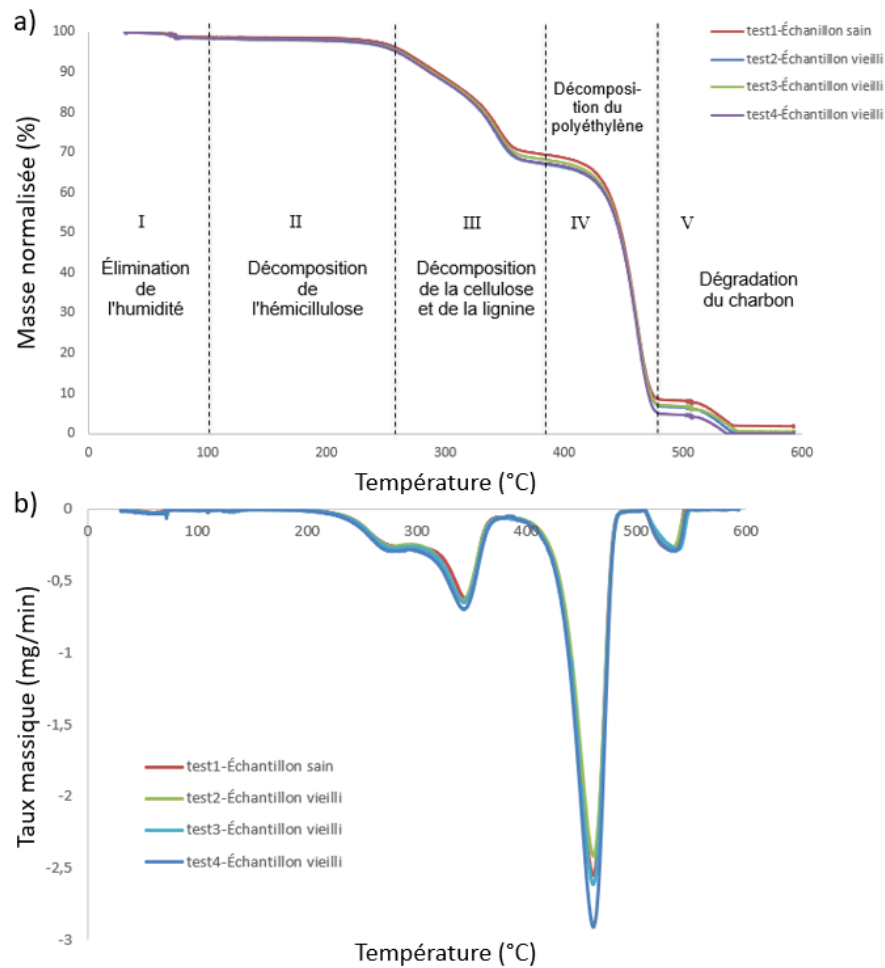


FIGURE 3.29 – Courbes issues des analyses thermogravimétriques sur des échantillons sains et vieillis : a) Courbes ATG ; b) Courbes DTG [112]

3.14 Observations microscopiques

Comme présenté dans la Figure 3.30 et la Figure 3.31, des images de deux faciès de rupture par fatigue ont été capturées par microscopie électronique à balayage (MEB). Les faciès de rupture utilisés sont issus d'un échantillon sain et un autre vieilli, ayant subi des essais de fatigue. De plus, ces échantillons ont été soumis à un même niveau de déformation (1,30% de niveau de déformation) durant les sollicitations cycliques. Le but de choisir un échantillon sain et un autre vieilli, ayant subi le même niveau de déformation, est de pouvoir isoler l'effet du vieillissement hygrothermique sur les mécanismes d'endommagement sans prendre en considération l'effet du niveau de déformation sur ces mécanismes. La Figure 3.30 et la Figure 3.31 présentent respectivement les faciès de rupture d'un échantillon sain et vieilli. Les flèches larges et minces, sur ces figures, indiquent respectivement l'interface non endommagée et endommagée (décohésion) entre les fibres de bouleau et la matrice en PEHD. Pour les cadres ellipsoïdaux et rectangu-

lares, présents dans la Figure 3.30 et la Figure 3.31, ils indiquent les porosités créées respectivement durant le processus de fabrication et après le décollement des fibres. L'identification du type de porosité se base sur sa géométrie. En effet, une porosité causée par le processus de fabrication est caractérisée par une section circulaire, comme démontré dans la Figure 3.2, par contre, celle créée suite à un décollement de fibres ne présente pas une section régulière (Figure 3.31). Le faciès de rupture de l'échantillon sain (Figure 3.30a et Figure 3.30b) montre que les interfaces fibres/matrice sont conservées après la rupture par fatigue. Il n'y a donc pas de décohésion et/ou décollement des fibres observés. De plus, les porosités causées par le processus de fabrication ont été détectées sur le faciès de rupture de l'échantillon sain (Figure 3.30a). Les observations présentées dans la Figure 3.30 permettent de dire que la rupture par fatigue de l'échantillon sain, à un niveau de déformation égal à 1,30%, a été causée par l'initiation et la propagation des micro-fissures matricielles.

Durant la phase d'immersion, les fibres de bouleau absorbent presque la totalité d'eau qui s'infiltre dans l'échantillon en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Ceci est dû à leur comportement hydrophile envers les molécules d'eau. L'absorption engendre un gonflement des fibres suivi par la création des micro-fissures au niveau de la matrice et la réduction de l'adhésion interfaciale fibres/matrice [8,9]. Comme mentionné dans la section 3.10, une fois la saturation en humidité atteinte, une partie des échantillons immergés est séchée afin d'éliminer la quantité d'eau absorbée. La phase de séchage permet au volume des fibres de bouleau de diminuer et de retrouver le volume initial (ou presque) avant immersion. Cette diminution affecte négativement l'adhésion interfaciale entre les fibres et la matrice. La Figure 3.31a et la Figure 3.31b montrent que la réalisation d'un essai de fatigue, après vieillissement hygrothermique (immersion et séchage), donne naissance à la décohésion fibres/matrice et aux porosités causées par le décollement des fibres. En comparant la Figure 3.30 et la Figure 3.31, il est possible de conclure que la décohésion fibres/matrice et le décollement de certaines fibres dans l'échantillon vieilli sont causés par la réduction de l'adhésion interfaciale. Le vieillissement hygrothermique affecte donc les mécanismes d'endommagement du composite étudié. La rupture par fatigue de l'échantillon vieilli, à un niveau de déformation égal à 1,30%, est causée par l'initiation/propagation des micro-fissures au niveau de la matrice et la décohésion/décollement de certaines fibres. Dans ce cas, les micro-fissures matricielles sont dues à la fatigue du matériau composite, au gonflement des fibres durant la phase d'immersion et à la pression appliquée sur les parois internes des porosités. Cette pression est appliquée par la quantité d'eau infiltrée à l'intérieur des porosités sphériques (porosités causées par le processus de fabrication).

En se basant sur les résultats MEB et aussi sur les résultats de durabilité présentés dans la section 3.12.1, il est possible de dire que le changement apparu au niveau des mécanismes d'endommagement, après vieillissement hygrothermique, peut représenter la cause directe de la baisse de la durabilité en fatigue (baisse du HCFS) du composite PEHD renforcé avec 40% de fibres courtes de bouleau.

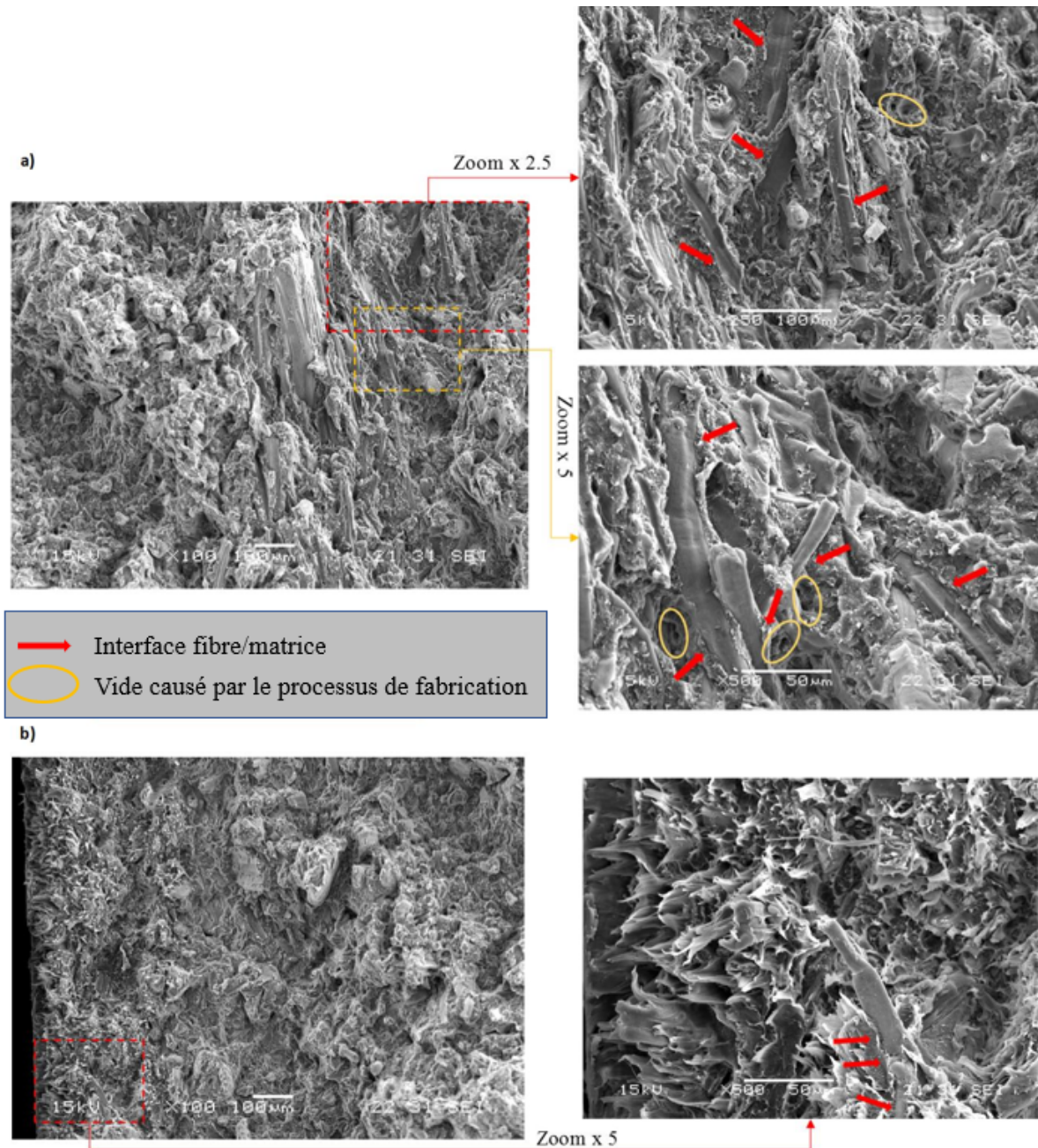


FIGURE 3.30 – Images MEB du faciès de rupture par fatigue d'un échantillon de flexion sain : a) Image prise au milieu du faciès de rupture ; b) Image du faciès de rupture proche de la surface extérieure de l'échantillon de flexion [112]

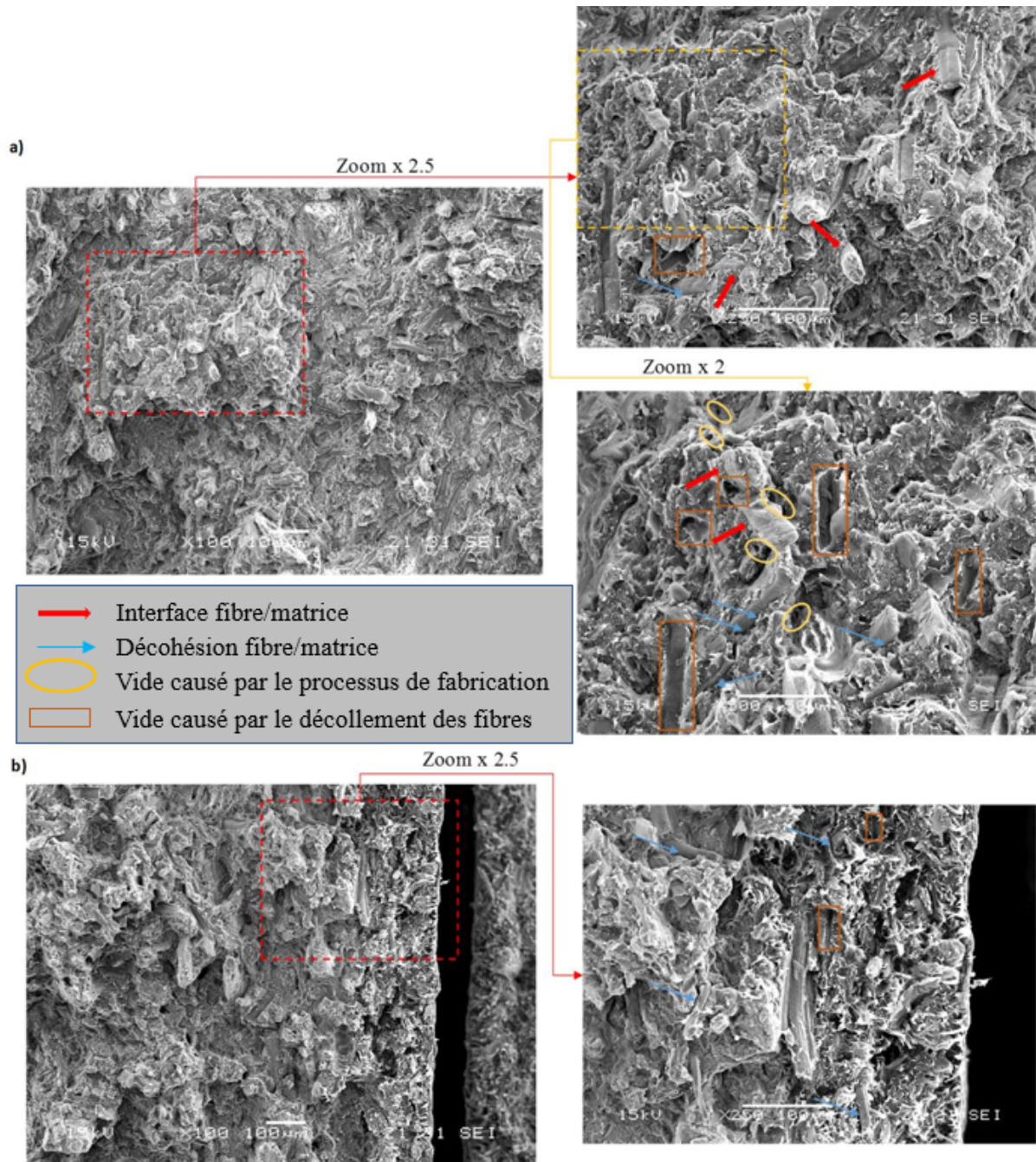


FIGURE 3.31 – Images MEB du faciès de rupture par fatigue d'un échantillon de flexion vieilli : a) Image prise au milieu du faciès de rupture ; b) Image du faciès de rupture proche de la surface extérieure de l'échantillon de flexion [112]

3.15 Conclusion

Un processus de fabrication, une méthodologie de travail et des résultats expérimentaux, issus des essais mécaniques sur des échantillons en PEHD/40%wt de fibres courtes

de bouleau, ont été présentés aux travers des quatre parties de ce chapitre. Ce dernier a montré que le processus de fabrication est suivi par une procédure de validation. Cette procédure permet de s'assurer que les échantillons à tester, durant les essais mécaniques, seront relativement semblables en termes de taux et de distribution de fibres. Aussi, le chapitre 3 a démontré que le HCFS du composite étudié reste inchangé en augmentant la fréquence de sollicitation de 10 Hz à 15 Hz. En termes d'auto-échauffement, les mesures par thermocouple (Type K) ont prouvé que l'augmentation de température, au cours d'un essai de fatigue avec conditions extrêmes, ne dépasse pas $3,3^{\circ}\text{C}$. Ceci a permis de conclure que l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est purement mécanique. Cet endommagement a été caractérisé par le biais de l'évolution de la contrainte maximale de flexion, appelée aussi contrainte résiduelle, en fonction du nombre de cycles. À partir de cette évolution, il a été démontré que la contrainte en question du composite étudié passe par trois phases avant la rupture d'un échantillon de flexion : phase de baisse rapide, phase de réduction graduelle et phase de baisse accélérée. De plus, en comparant les résultats quasi-statiques et de fatigue avec ceux du Nylon, cette étude prouve que le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau offre des propriétés mécaniques intéressantes, comparées à celles de certains types de Nylon (Nylon 6/66 et Nylon 11). Ce chapitre a permis aussi de révéler que le vieillissement hygrothermique engendre une baisse du HCFS du nouveau composite sans affecter ses propriétés mécaniques en flexion quasi-statique. La baisse du HCFS a été investiguée à l'aide des essais IRTF/ATG et des observations microscopiques. Les essais IRTF et ATG ont montré, respectivement, que le vieillissement hygrothermique n'affecte pas la composition chimique et la stabilité thermique du matériau composite. Par contre, les observations microscopiques ont révélé que ce vieillissement provoque la création de nouveaux mécanismes d'endommagement comme la décohésion fibres/matrice et le décollement des fibres. Le changement au niveau des mécanismes d'endommagement peut représenter la cause directe de la chute du HCFS du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau.

Chapitre 4

Modélisation numérique

4.1 Introduction

Ce chapitre est composé de trois grandes parties. La première partie consiste à présenter la méthodologie de travail servant à modéliser la cinétique de diffusion d'humidité et l'endommagement par fatigue. Ces modèles seront développés pour le composite PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. La seconde partie montrera en détails le modèle de cinétique de diffusion choisi afin de traduire la propagation de l'humidité au sein du composite étudié. La dernière partie de ce chapitre mettra en évidence le modèle d'endommagement développé durant le projet de doctorat. Ce modèle traduira l'évolution de la contrainte résiduelle au cours d'un essai de fatigue sur un échantillon de flexion en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

Partie 1 : Méthodologie de travail

Comme mentionné dans la Figure 3.3 (section 3.4 du chapitre 3), ce projet de doctorat contient deux grandes parties : la partie expérimentale et la partie numérique. Le chapitre 3 s'est déjà intéressé à la description de la partie expérimentale ainsi que les résultats issus de cette partie. La Figure 3.3 montre que la partie numérique contient deux grandes étapes qui sont la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité à l'intérieur du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau et la modélisation de l'endommagement par fatigue du même composite. Ces deux étapes, présentées dans ce chapitre, sont réalisées à l'aide de deux codes, en langage C++, développés dans un environnement basé sur le Modèle de Topologie Unifié (MTU).

4.2 Environnement MTU

L'environnement basé sur le Modèle de Topologie Unifié (Figure 4.1), aussi appelé environnement MTU, contient des outils développés en langage C++. Ces outils servent à intégrer l'analyse par éléments finis avec la conception assistée par ordinateur (CAO). Ils aident principalement à générer un maillage, à optimiser une topologie, à remailler et à faire des calculs selon la méthode des éléments finis. Ces calculs sont réalisés par

CODE_ASTER, qui a été intégré dans l'environnement MTU. Ce code de calcul a été développé par le premier producteur et fournisseur d'électricité de France (EDF) et le mot ASTER signifie "Analyses des Structures et Thermomécanique pour des Études et des Recherches". De plus, CODE_ASTER est libre, ce qui le rend plus économique que d'autres codes de calculs éléments finis (Abaqus, Ansys...). Le cœur de son système est codé en Fortran, avec de nombreux modules complémentaires écrits en Python.

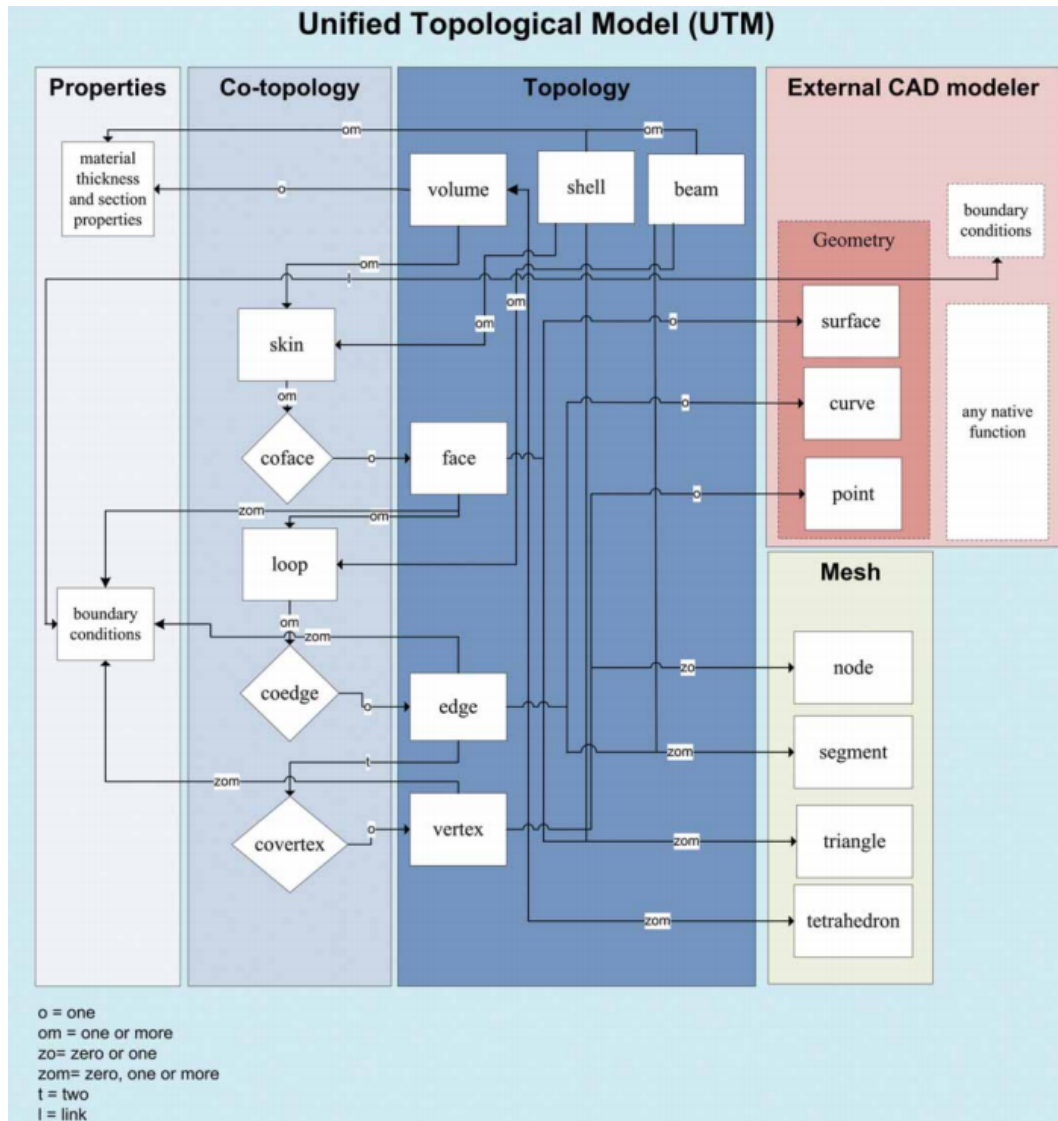


FIGURE 4.1 – Architecture générale du Modèle de Topologie Unifié (MTU) [128]

4.3 Modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité

4.3.1 Objectif

Suite aux résultats présentés dans le chapitre 3 (Figure 3.22), la diffusion d'humidité au sein du composite PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est considérée comme non-fickienne. Ce type de diffusion est caractérisé par une augmentation non linéaire de la prise de masse avant d'atteindre le palier (saturation). Dans la littérature, la propagation d'humidité au sein des composites à fibres naturelles est généralement définie par le modèle de Fick [95–100, 102]. Ce modèle est caractérisé par un coefficient de diffusion constant, donnant une courbe de prise de masse qui présente une hausse linéaire. À l'inverse, certains travaux se sont intéressés aux modèles non-fickien [100, 102, 106, 107] qui restent, malgré tout, trop peu étudiés. Comme mentionnée dans le chapitre 2 (section 2.13), ces travaux proposent des modèles dépendant de la mobilité des molécules d'eau, de la relaxation du polymère et du temps d'exposition à l'humidité (temps d'immersion). L'objectif de ce travail est de proposer un modèle qui traduit la diffusion non-fickienne au sein du composite étudié. Contrairement à ce qui a été déjà présenté dans la littérature, ce modèle dépendra de la concentration en humidité et de la température de l'eau distillée.

4.3.2 Analogie entre diffusion thermique et massique

Le composite PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau peut être considéré isotrope et homogène. La section 2.9 du chapitre 2 a mentionné que la diffusion d'humidité dans ce type de matériau, aussi appelée «diffusion massique», est définie par l'équation de Fick, donnée par la relation 4.1.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right) \quad (4.1)$$

Où D , C et t sont respectivement le coefficient de diffusion, la concentration en humidité et le temps d'immersion dans l'eau.

La relation 4.1 est semblable à l'équation de la chaleur, exprimée dans le cas d'un matériau isotrope et homogène :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (4.2)$$

Avec T et α représentant respectivement la température et la diffusivité thermique. Cette diffusivité peut s'écrire sous la forme :

$$\alpha = \frac{k}{\rho C_p} \quad (4.3)$$

Où k est la conductivité thermique, ρ est la masse volumique et C_p est la chaleur spécifique.

Basée sur la relation 4.1 et la relation 4.2, une analogie peut être aperçue entre la diffusion d'humidité et celle de la chaleur. Par conséquent, la résolution de l'équation de Fick (relation 4.1) peut être réalisée à partir de cette analogie [129]. Dans le cadre de cette étude, l'exploitation de l'analogie diffusion massique/diffusion thermique consiste à utiliser les modules thermiques de CODE_ASTER afin de modéliser la cinétique de diffusion d'humidité au sein du composite étudié. La Table 4.1 met en évidence l'analogie entre les paramètres thermiques et massiques. À partir de cette table, le coefficient de diffusion «D» et la concentration en humidité «C» sont respectivement équivalents à la diffusivité thermique « α » et à la température «T». Par le biais de la relation 4.3 et en prenant une masse volumique « ρ » et une chaleur spécifique « C_p » égales à l'unité, D devient équivalent à la conductivité thermique «k».

TABLE 4.1 – Analogie entre les paramètres de diffusion thermique et ceux de diffusion massique

Paramètre	Variable	Diffusivité
Diffusion thermique	T (° K)	α (m^2/s)
Diffusion de l'humidité (massique)	C (Kg/m^3)	D (m^2/s)

4.3.3 Modèle géométrique, conditions aux limites et maillage

Durant la phase d'immersion, toutes les faces des échantillons de flexion sont en contact avec l'eau distillée. De là, et avec les constats de la section 4.3.2, les conditions aux limites peuvent être caractérisées par des concentrations à la saturation (C_{sat}), appliquées sur toutes les faces d'un échantillon immergé (Figure 4.2). Comme mentionné dans les travaux de Bensalem [100], la concentration à la saturation peut s'écrire sous la forme :

$$C_{sat} = \frac{m_{sat} - m_0}{V} = \frac{m_{sat} - m_0}{lbh} \quad (4.4)$$

Où m_{sat} , m_0 , V, l, b et h représentent respectivement la masse à la saturation, la masse initiale, le volume, la longueur, la largeur et l'épaisseur d'un échantillon de flexion.

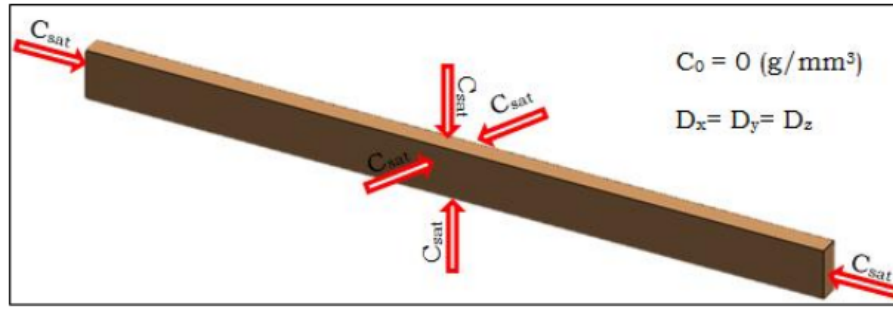


FIGURE 4.2 – Modèle géométrique et conditions aux limites réelles représentant le contact de l'eau distillée avec toutes les faces d'un échantillon de flexion [100]

En tenant compte de la symétrie géométrique et celle des conditions aux limites, le modèle géométrique de cette étude peut être simplifié et réduit au 1 huitième d'un échantillon de flexion. Ce nouveau modèle géométrique ainsi que les nouvelles conditions aux limites sont présentés dans la Figure 4.3. Cette figure montre que la concentration à la saturation (C_{sat}) n'est appliquée que sur les trois faces extérieures de l'échantillon de flexion. Par contre, les trois autres faces, par où les plans de symétrie sont passés, ne peuvent pas être soumises à des concentrations à la saturation. Par conséquent, un flux normal nul est appliqué sur ces faces pour traduire les conditions d'un essai d'immersion. De plus, la Figure 4.3 présente le maillage utilisé durant la modélisation, par la méthode des éléments finis, de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Ce maillage est constitué d'éléments hexaédriques linéaires (8 nœuds par élément). La finesse du maillage est un paramètre important dans la précision des résultats. Plus le maillage est fin, plus la solution numérique est précise et proche de la solution réelle issue de l'expérimentation. C'est pour cela, le maillage adopté contient des éléments d'environ $0,21 \times 0,31 \times 0,097 \text{ mm}^3$ de volume pour un volume total du modèle géométrique de l'ordre de $63,5 \times 6,25 \times 1,65 \text{ mm}^3$. La construction du modèle géométrique, le maillage et l'application des conditions aux limites sont obligatoires avant la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du composite étudié. Ils sont assurés par l'environnement MTU, à l'aide du script (ou exécutable) présenté dans la Figure D.3 (Annexe D). Cet exécutable, écrit en langage de commande, sert en premier lieu à définir un ensemble de points ainsi que deux fonctions géométriques vides. L'ensemble de points définis caractérisera par la suite le modèle géométrique et le maillage structuré (éléments hexaédriques). Les fonctions géométriques vides seront utilisées pour définir une évolution initiale du coefficient de diffusion en fonction de la concentration en humidité et une liste de temps. Cette liste de temps, déterminée à partir des essais expérimentaux d'immersion, est utilisée dans le calcul éléments finis afin d'obtenir des résultats numériques aux mêmes instants que ceux utilisés en expérimental. En second lieu, les propriétés massiques du composite étudié sont définies en s'appuyant sur l'analogie présentée dans la section 4.3.2. Comme évoqué dans la Figure D.3 (Annexe D), la masse volumique et la chaleur spécifique du matériau ont été respectivement fixées à 1 Kg/m^3 et $1 \text{ J.Kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour avoir une équivalence entre la conductivité thermique et la diffusion d'humidité (section 4.3.2). Par

conséquent, l'évolution du coefficient D en fonction de la concentration en humidité, est considérée, par `CODE_ASTER`, comme étant celle de la conductivité thermique en fonction de la température. Finalement, l'exécutable créé permet de définir les conditions aux limites présentées dans la Figure 4.3.

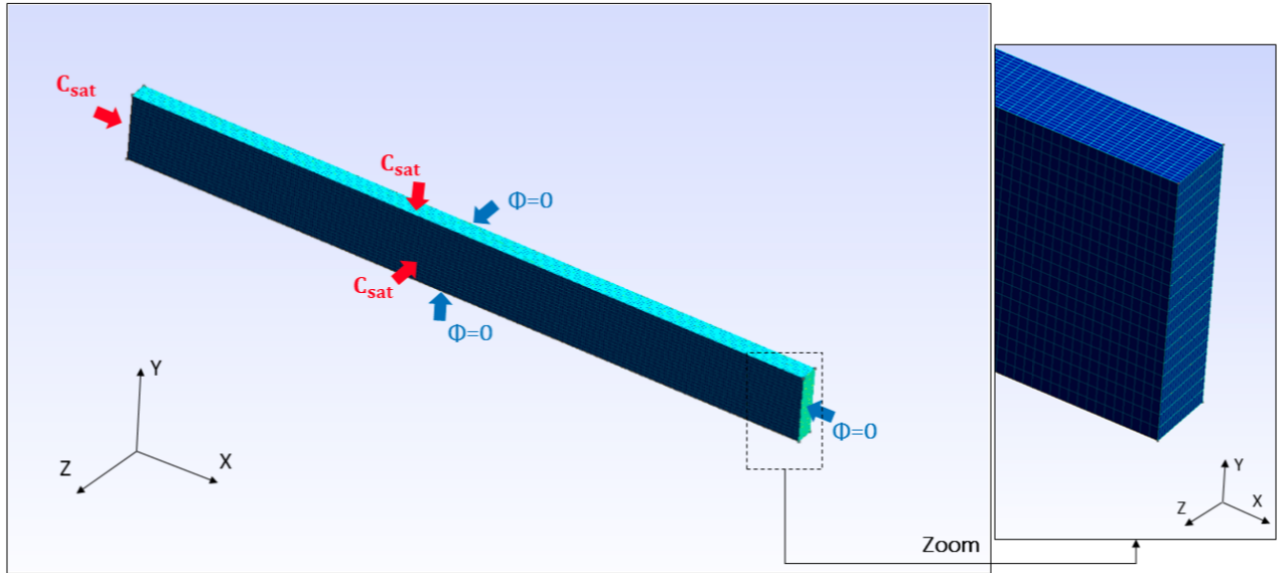


FIGURE 4.3 – Illustration du modèle géométrique (1 huitième d'un échantillon de flexion), des conditions aux limites et du maillage adoptés

4.3.4 Modélisation par la méthode des éléments finis

La modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est réalisée par un code de calcul éléments finis (`CODE_ASTER`), un logiciel d'optimisation, appelé `SiDoLo`, et un code, en langage C++, développé dans l'environnement MTU. La procédure de modélisation, utilisée pour développer un modèle de diffusion non-fickienne, est présentée par la Figure 4.4. Cette figure montre la présence d'une interface servant à relier `SiDoLo` à `CODE_ASTER`. En effet, cette interface est écrite en Fortran 77 et elle permet de proposer, au code de calcul, une évolution du coefficient de diffusion en fonction de la concentration. Cette évolution, déterminée à partir d'un modèle défini dans la même interface, est nécessaire pour le calcul éléments finis. Le résultat numérique de prise de masse est ensuite envoyé par l'interface vers `SiDoLo`, par l'intermédiaire d'un fichier .sme écrit dans un format spécifique. Après, `SiDoLo` compare la courbe numérique avec celle issue des essais expérimentaux et il réduit l'écart entre ces deux courbes moyennant une fonctionnelle présentée dans la section 4.3.4.1. Une fois le processus d'optimisation réalisé, `SiDoLo` génère des nouveaux coefficients pour le modèle de diffusion. Ces coefficients, appelés coefficients d'optimisation, sont envoyés vers l'interface par le biais d'un fichier .coe. Grâce à ça, une nouvelle évolution du coefficient du diffusion est déterminée

et une nouvelle itération (Figure 4.4) est lancée. L'arrêt de la procédure de modélisation est effectué au moment où SiDoLo trouve l'écart minimal entre la courbe numérique et celle issue des essais expérimentaux. Cet écart minimal se traduit par des coefficients d'optimisation (coefficients du modèle de diffusion proposé) optimaux.

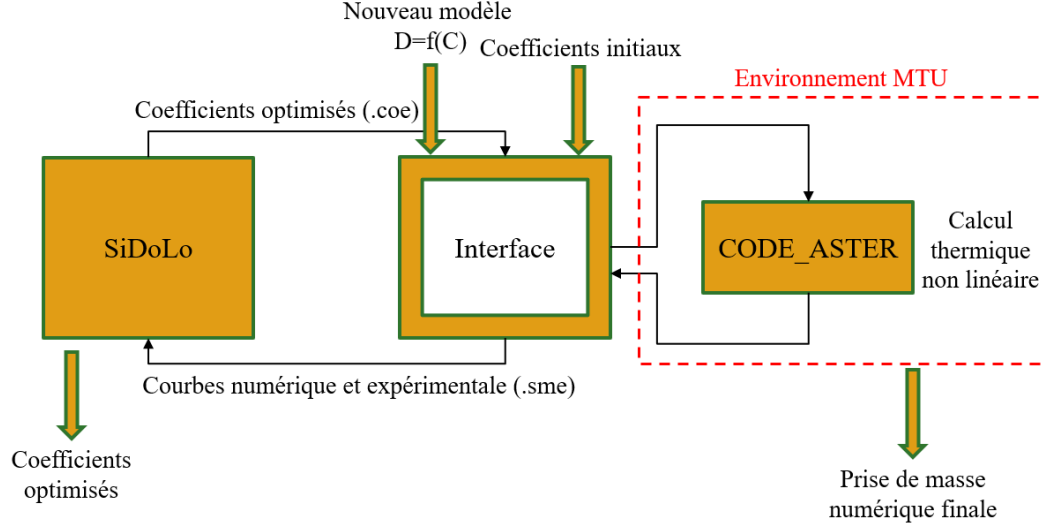


FIGURE 4.4 – Schéma explicatif de la procédure de modélisation adoptée pour la cinétique de diffusion

4.3.4.1 SiDoLo

Le logiciel SiDoLo est une boîte à outils pour l'identification de modèles de comportement de systèmes physiques. Il a été créé au Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'École Normale Supérieure de l'Enseignement Technique de France (actuellement ENS Cachan) [130,131]. Ce logiciel permet l'estimation de tous les coefficients du modèle après comparaison entre les résultats de référence et ceux issus de ce modèle. À partir des résultats expérimentaux et numériques de prise de masse, issus respectivement des essais d'immersion et du calcul éléments finis, la résolution du problème d'identification consiste à minimiser une fonctionnelle. Cette fonctionnelle mesure, pour un jeu de paramètres donnés (coefficients du modèle proposé), l'écart entre les prévisions du modèle et la réalité physique représentée par les observations expérimentales. Cette fonctionnelle « $L(A)$ » peut s'écrire comme suit :

$$L(A) = \sum_{n=1}^N L_n(A) \quad (4.5)$$

Avec :

$$L_n(A) = \frac{1}{t_1 - t_0} \int_{t_0}^{t_1} T (Z_s(A) - Z_s^*) D_n (Z_s(A) - Z_s^*) dt \quad (4.6)$$

Où N , (t_0, t_1) , $(Z_s(A) - Z_s^*)$ et D_n sont respectivement le nombre d'essais de la base expérimentale, l'intervalle de temps de l'essai repéré par l'indice n , l'écart entre les va-

riables observées et simulées et la matrice de pondération pour l'essai n .

L'évaluation de l'écart entre la simulation du modèle et la base expérimentale ne prend en compte que les variables observables non contrôlées dans le protocole expérimental (Z_s^*). Le calcul de l'intégrale, donnée par la relation 4.6, est approché par une somme finie où l'écart entre le modèle et l'observation n'est évalué qu'aux M_n instants d'observation t_i .

$$L_n(A) = \frac{1}{M_n} \sum_{i=1}^{M_n} T(Z_s(A, t_i) - Z_s^*(t_i)) D_n(Z_s(A, t_i) - Z_s^*(t_i)) \quad (4.7)$$

La matrice de pondération est diagonale et ses coefficients sont choisis en tenant compte du caractère incertain de la mesure des variables observées. Le coefficient associé à chaque variable est égal au carré de l'inverse de l'erreur de mesure (ou de son estimation). Ce choix permet ainsi de donner plus de poids aux variables mesurées avec une bonne précision. L'évaluation des coefficients du modèle à identifier se ramène ainsi à la résolution d'un problème d'optimisation non linéaire. Il est possible d'introduire des contraintes d'optimisation en résolvant un problème pénalisé. La minimisation porte, dans ce cas, sur la fonctionnelle $L^P(A)$ définie par :

$$L^P(A) = \sum_{n=1}^N L_n(A) + \sum_{m=1}^M (\alpha_m \text{Max}[0, g_m(A)])^2 \quad (4.8)$$

Où les contraintes sont définies par M inégalités ($g_m(A) \leq 0$). Les coefficients de pénalité « α_m » permettent de faire évoluer, au cours du processus d'optimisation, l'importance de ces contraintes. Pour la minimisation de la fonctionnelle $L^P(A)$ (ou $L(A)$), le logiciel SiDoLo utilise un algorithme hybride qui combine trois méthodes classiques de minimisation : méthodes du gradient, de Newton-Raphson et de Levenberg-Marquardt. De plus, l'utilisation de SiDoLo dépend du type de formulation adopté pour expliciter les relations de comportement du modèle de diffusion. Les deux types de formulation implantés dans SiDoLo sont le modèle explicite et le modèle différentiel. Par contre, il existe une troisième formulation non implantée dans le logiciel d'optimisation et qui peut être utilisée dans ce cas d'étude. Cette formulation, appelée modèle extérieur, est pratique pour les modèles nécessitant la résolution des équations autres que explicites ou différentielles. Le modèle extérieur est introduit à SiDoLo par le biais d'un programme écrit en Fortran 77, aussi appelé interface.

4.3.4.2 Interface Fortran

Comme mentionné dans la section précédente, une interface développée en Fortran 77 est nécessaire pour introduire le modèle de diffusion proposé (Figure D.1 dans Annexe D). Ce programme est réalisé en mode développeur et il contient quatre parties. La première partie concerne la définition des variables nécessaires dans un dictionnaire. La deuxième partie décrit, dans un fichier texte, l'évolution du coefficient de diffusion en fonction de la concentration en humidité. Cette évolution est déterminée à partir du modèle proposé dans l'interface (Figure 4.4). La troisième partie de l'interface fait intervenir un exécutable qui permet, par l'ajout d'un code C++ dans l'environnement

MTU, de déterminer la distribution de la concentration en humidité et l'évolution de la prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion. La distribution de la concentration est calculée par CODE_ASTER en utilisant l'évolution du coefficient de diffusion, déterminée précédemment. Après, les résultats numériques, ainsi que ceux issus de l'expérimentation, sont envoyés vers SiDoLo. Ces résultats sont présentés sous forme de deux évolutions de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion.

4.3.4.3 Programmation en C++

Évoqué dans la section 4.3.4.2, un exécutable est utilisé dans l'interface Fortran afin de déterminer la distribution de la concentration en humidité et l'évolution de la prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion. Cet exécutable (Figure D.4 dans Annexe D) est écrit en langage de commande et il contient quatre étapes qui sont réalisées à chaque itération de la procédure de modélisation définie dans la section 4.3.4. La première étape consiste à modifier l'évolution du coefficient de diffusion en fonction de la concentration. Cette modification se fait en se basant sur le modèle de diffusion proposé dans l'interface Fortran et sur les nouveaux coefficients d'optimisation (coefficients du modèle) donnés par SiDoLo après le processus d'optimisation. La seconde étape, définie dans l'exécutable, consiste à déterminer la distribution de la concentration en humidité. Les deux dernières étapes permettent respectivement la visualisation de la distribution de concentration sur le logiciel GMSH et le calcul de prise de masse à partir de cette distribution.

4.3.4.3.1 Détermination de la distribution de concentration

Pour déterminer la distribution de concentration en humidité, la seconde étape de l'exécutable sert à appeler l'environnement MTU pour générer d'une façon automatique les fichiers CODE_ASTER (.export, .mail et .comm) et pour lancer un calcul éléments finis. Le fichier .export (Figure D.5 dans Annexe D) fait appel aux autres fichiers (.mail et .comm) nécessaires pour le fonctionnement de CODE_ASTER. Ces fichiers contiennent respectivement le maillage, qui sera utilisé par le code de calcul, et les commandes définissant le type d'étude que l'opérateur veut réaliser. La génération automatique de .export et .mail est assurée par des fonctions, dans l'environnement MTU, réalisées par les membres de l'Équipe de Recherche en Intégration CAO-CALCUL (ERICCA). Ce travail consiste à ajouter d'autres fonctions en C++ permettant la génération automatique d'un fichier .comm pour l'étude d'un problème thermique. La Figure 4.5 met en évidence l'organigramme explicatif de la fonction principale de génération automatique des fichiers CODE_ASTER. Chaque action est assurée par une fonction définie dans l'environnement MTU. La partie encadrée de l'organigramme (Figure 4.5) représente les fonctions ajoutées afin de pouvoir générer automatiquement un fichier .comm pour la réalisation d'une étude traitant un problème thermique. Grâce à ces nouvelles fonctions, il est possible d'effectuer des calculs éléments finis en thermique linéaire ou non-linéaire. Pour un problème linéaire, le calcul peut ou ne pas être itératif, contrairement au problème non linéaire qui est étudié juste avec le calcul itératif. Le

principe d'un calcul itératif sera expliqué par la suite. De plus, la Figure 4.5 montre que le travail ajouté dans l'environnement MTU permet de résoudre un problème thermique (ou de diffusion massique) avec deux types de formulations. La première et la seconde formulation (formulation N et formulation I) permettent respectivement d'imposer un coefficient de diffusion constant et variable. Comme mentionné dans la section 4.3.1 et la section 4.3.3 et pour une température d'immersion bien déterminée, le coefficient de diffusion, dans cette étude, sera dépendant de la concentration en humidité. L'évolution de cette propriété rend le problème thermique non linéaire. Par conséquent, ce travail s'intéressera à la résolution d'un problème thermique non linéaire avec un coefficient de diffusion variable.

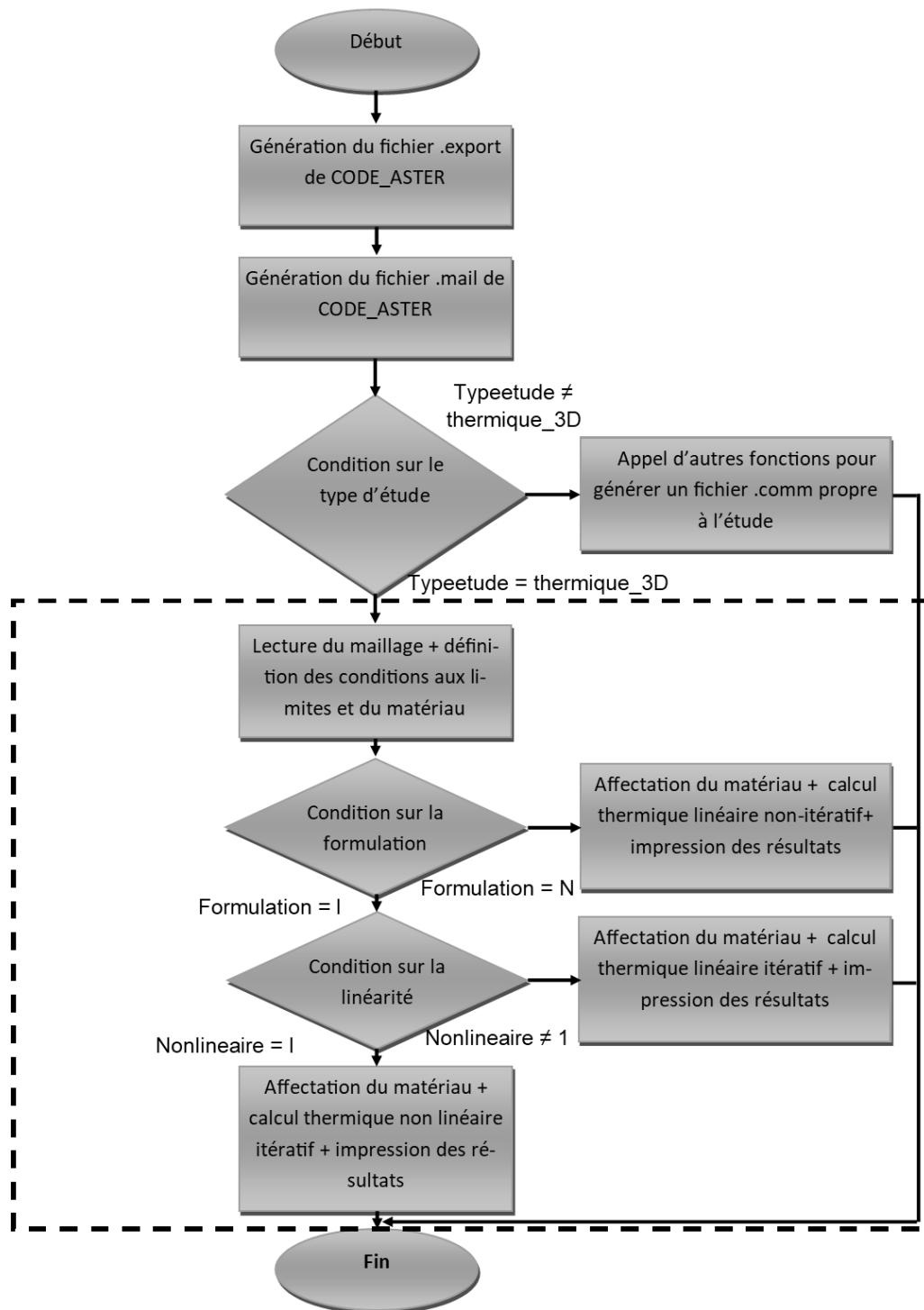


FIGURE 4.5 – Organigramme explicatif de la fonction de génération automatique des fichiers CODE_ASTER

L'utilisation des fonctions C++, pour l'étude thermique/diffusion massique non linéaire à coefficient de diffusion variable, permettent de générer automatiquement un fichier .comm dont les commandes sont présentées dans la Figure 4.6. Cette figure montre que le fichier de commande débute par la lecture du maillage, l'affectation du modèle, l'imposition des conditions aux limites et la définition du matériau moyennant une évolution du coefficient de diffusion "D" en fonction de la concentration "C". Les informations nécessaires pour ces commandes sont envoyées, vers l'environnement MTU, par l'exécutable de construction (section 4.3.3). Après la définition du matériau, un calcul thermique/diffusion massique stationnaire est réalisé avec des conditions aux limites (C_{sat} sur les six faces du modèle géométrique) nulles. Ceci permet l'obtention des concentrations nulles aux nœuds et la création, suite à ça, d'un champ de résultats. Une fois la liste de temps de calcul définie, ce champ est utilisé pour le lancement de la première boucle du calcul itératif. Durant cette boucle, l'affectation du matériau est réalisée, suivie d'un calcul thermique non linéaire, l'impression des concentrations aux nœuds dans un fichier .resu et la création d'un nouveau champ de résultats à la place de celui créé après le calcul stationnaire. Par la suite, une nouvelle boucle de calcul itératif est lancée avec une nouvelle affectation de matériau. Cette affectation dépend du champ de concentration déterminé dans la boucle précédente. En se basant sur ce champ et sur l'évolution de "D" en fonction de "C", chaque nœud du maillage aura un coefficient de diffusion qui lui est attribué. Le calcul itératif se poursuit jusqu'à atteindre le nombre d'instants fixé par la liste de temps de calcul prédéfinie par l'exécutable de construction (section 4.3.3). Une fois que les fichiers CODE_ASTER, pour la résolution d'un problème thermique/diffusion massique non linéaire itératif, sont automatiquement générés, une fonction de l'environnement MTU assure le lancement d'un calcul éléments finis. Le résultat final sera exprimé à chaque pas de temps (fixé par la liste de temps de calcul) sous forme de concentrations, données aux nœuds du maillage.

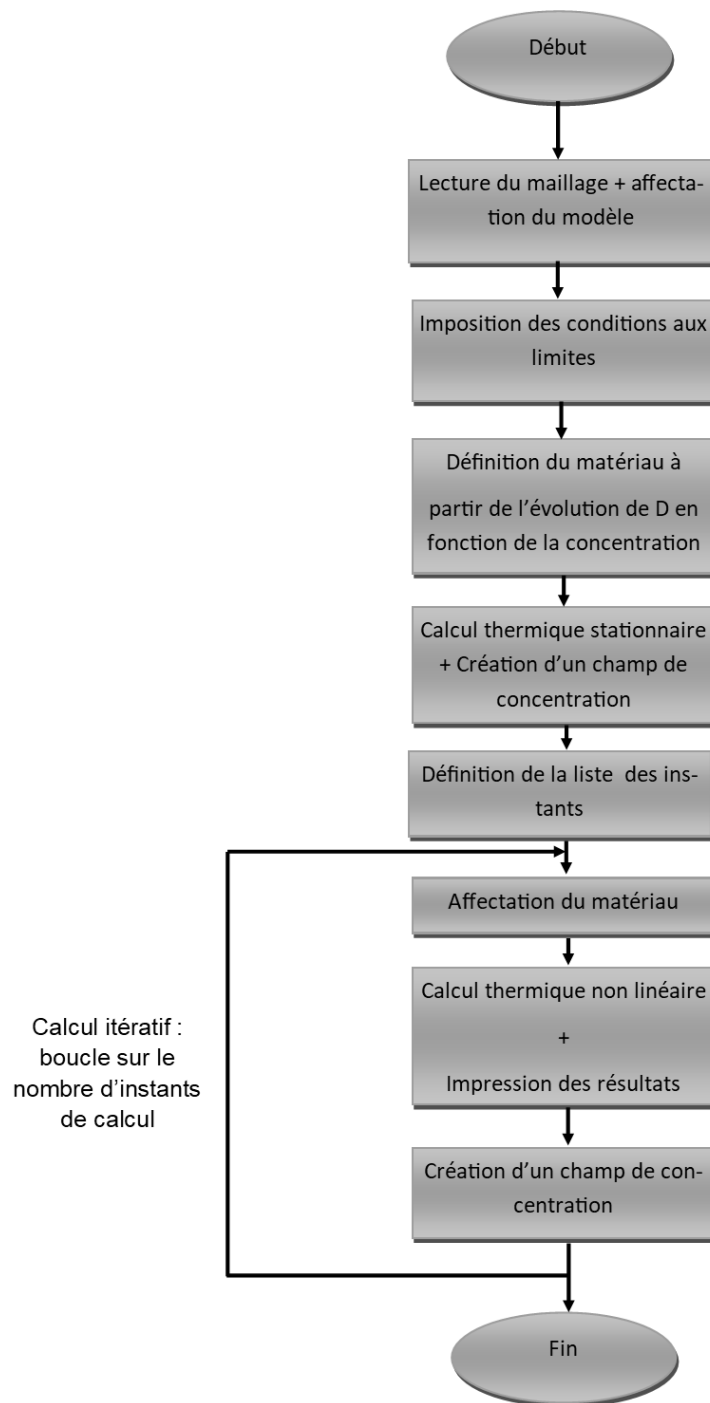


FIGURE 4.6 – Organigramme explicatif du fichier de commande CODE_ASTER, généré automatiquement pour le calcul thermique/diffusion massique non-linéaire itératif

4.3.4.3.2 Détermination de la prise de masse

Pour calculer la prise de masse en humidité, la quatrième étape de l'exécutable, utilisé dans l'interface Fortran, fait intervenir des fonctions C++ de l'environnement MTU. Dans le cadre de ce travail, trois fonctions sont ajoutées dans cet environnement pour la récupération du maillage, la récupération de la distribution de concentrations aux nœuds et la détermination de prise de masse. La Figure 4.7 met en évidence l'organigramme explicatif de la fonction permettant l'obtention de la variation de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion. Cette fonction commence, tout d'abord, par récupérer le maillage utilisé dans le calcul éléments finis ainsi que les résultats de ce calcul (sous forme de distribution de concentrations aux nœuds). Comme cité auparavant, la récupération se fait par les deux autres fonctions ajoutées dans l'environnement MTU. Ensuite, un calcul itératif est réalisé sur les éléments du maillage, avant de finir par l'écriture des résultats (prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion) dans un fichier texte. Dans le calcul itératif, chaque boucle contient : la détermination du nombre de fonctions d'interpolation et de points de Gauss associés à l'élément étudié, un autre calcul itératif sur le nombre de points d'intégration pour déterminer la prise de masse par élément de maillage et la réinitialisation de la valeur de prise de masse sur le nombre d'éléments passés en boucle. Comme mentionné dans la Figure 4.7, chaque boucle sur les points de Gauss comporte : la récupération des coordonnées du point concerné, le calcul du déterminant du Jacobien et une condition sur le nombre de fonctions d'interpolation par élément (noté "nbfunc" dans la Figure 4.7). Pour un "nbfunc" égal à 4 ou 8, le maillage adopté sera respectivement tétraédrique ou hexaédrique linéaire. Compte tenu du type de maillage, la récupération des fonctions d'interpolation (Table D.1 dans Annexe D pour le maillage hexaédrique) et des concentrations aux nœuds sont faites moyennant des fonctions existantes dans l'environnement MTU. À partir de ces données, la méthode directe d'intégration numérique est utilisée pour le calcul de prise de masse élémentaire (par élément de maillage). Dans la littérature [132], il existe deux méthodes d'intégration numérique : méthode directe et méthode produit. Dans ce travail, la méthode directe a été choisie pour pouvoir traiter le maillage hexaédrique et tétraédrique, contrairement à la méthode produit, qui ne peut pas être utilisée avec le maillage tétraédrique. À l'aide de la relation 2.38, citée dans le chapitre 2, la prise de masse tridimensionnelle, dans un élément 3D, peut s'écrire comme suit :

$$M_t = \int_0^{l_1} \int_0^{l_2} \int_0^{l_3} C(x, y, z, t) dx dy dz \quad (4.9)$$

Où t et (l_1, l_2, l_3) sont respectivement le temps d'immersion et les dimensions de l'élément.

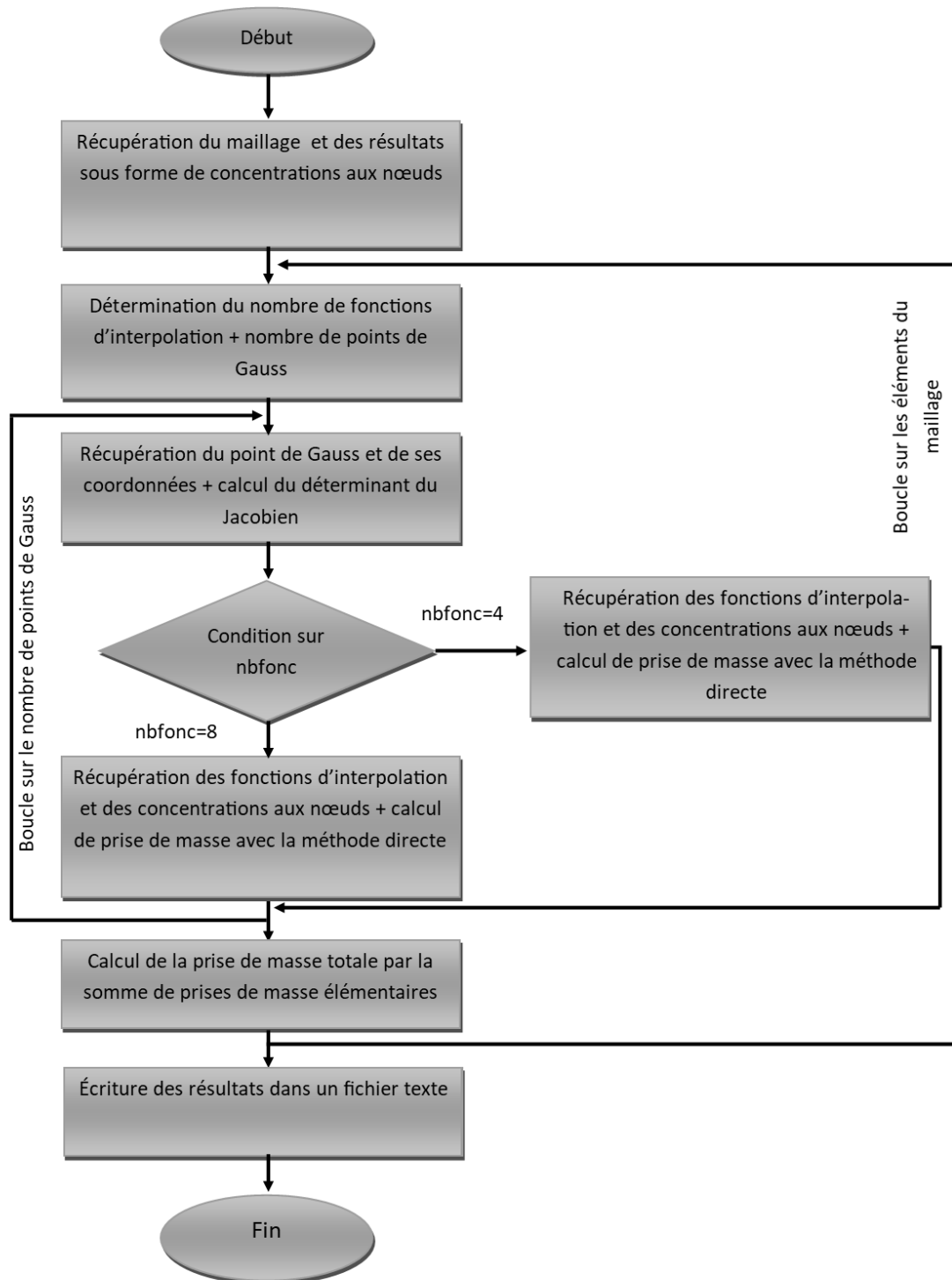


FIGURE 4.7 – Organigramme explicatif de la fonction de calcul de prise de masse

Comme cité dans la section 4.3.3, le maillage utilisé dans l'étude de la cinétique de diffusion d'humidité est hexaédrique linéaire. Pour pouvoir évaluer l'intégrale de la relation 4.9 par la méthode directe d'intégration numérique, il va falloir, tout d'abord, exprimer cette intégrale dans l'élément hexaédrique de référence (Figure 4.8) [132]. En utilisant l'élément présenté dans la Figure 4.8, la relation 4.9 devient :

$$M_t = \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 C(x(\xi, \eta, \zeta), y(\xi, \eta, \zeta), z(\xi, \eta, \zeta), t) \det[J] d\xi d\eta d\zeta \quad (4.10)$$

Où ξ , η et ζ sont les coordonnées spatiales dans le repère de référence et $\det[J]$ est le déterminant de la matrice Jacobienne. L'obtention des expressions $x(\xi, \eta, \zeta)$, $y(\xi, \eta, \zeta)$ et $z(\xi, \eta, \zeta)$ passe par l'utilisation de la méthode d'interpolation nodale sur l'élément hexaédrique de référence. Tel que présenté ci-dessous, cette méthode fait appel aux fonctions d'interpolation (Table D.1 dans Annexe D) et aux coordonnées des nœuds dans l'élément réel.

$$\begin{aligned} x(\xi, \eta, \zeta) &= \begin{bmatrix} N_1(\xi, \eta, \zeta) & N_2(\xi, \eta, \zeta) & \dots & N_8(\xi, \eta, \zeta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_1 \\ x_2 \\ \vdots \\ x_8 \end{bmatrix} \\ y(\xi, \eta, \zeta) &= \begin{bmatrix} N_1(\xi, \eta, \zeta) & N_2(\xi, \eta, \zeta) & \dots & N_8(\xi, \eta, \zeta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \vdots \\ y_8 \end{bmatrix} \\ z(\xi, \eta, \zeta) &= \begin{bmatrix} N_1(\xi, \eta, \zeta) & N_2(\xi, \eta, \zeta) & \dots & N_8(\xi, \eta, \zeta) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} z_1 \\ z_2 \\ \vdots \\ z_8 \end{bmatrix} \end{aligned} \quad (4.11)$$

À partir de ces expressions, la matrice Jacobienne, définie dans l'environnement MTU, peut s'exprimer sous la forme :

$$[J] = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \xi} & \frac{\partial y}{\partial \xi} & \frac{\partial z}{\partial \xi} \\ \frac{\partial x}{\partial \eta} & \frac{\partial y}{\partial \eta} & \frac{\partial z}{\partial \eta} \\ \frac{\partial x}{\partial \zeta} & \frac{\partial y}{\partial \zeta} & \frac{\partial z}{\partial \zeta} \end{bmatrix} \quad (4.12)$$

En appliquant la méthode directe d'intégration numérique, la relation 4.10 devient :

$$\begin{aligned} M_t &= \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 C(x(\xi, \eta, \zeta), y(\xi, \eta, \zeta), z(\xi, \eta, \zeta), t) \det[J] d\xi d\eta d\zeta = \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 F(\xi, \eta, \zeta) d\xi d\eta d\zeta \\ &= \sum_{i=1}^r w_i F(\xi_i, \eta_i, \zeta_i) \end{aligned} \quad (4.13)$$

Où (ξ_i, η_i, ζ_i) , r et w_i sont respectivement les coordonnées des points d'intégration, le nombre de points d'intégration et les coefficients de pondération (Table D.2 dans Annexe D). L'intégration numérique de Gauss, sur un élément de référence, donne une solution exacte pour le polynôme dont le monôme de degré le plus élevé est $\xi^\alpha \eta^\beta \zeta^\gamma$ et dont l'ordre du schéma d'intégration «S», fourni par la Table D.2 (Annexe D), est défini par :

$$\alpha + \beta + \gamma \leq S \quad (4.14)$$

Par conséquent, à partir de la relation 4.13, la détermination de la valeur exacte de la prise de masse élémentaire passe par différentes étapes : l'identification du monôme de degré le plus élevé dans la fonction $F(\xi, \eta, \zeta)$, l'attribution d'une valeur à S en respectant la relation 4.14 et la détermination des coefficients de pondération, du nombre de points de Gauss « r » et de leurs coordonnées moyennant la table d'intégration présentée dans l'Annexe D (Table D.2).

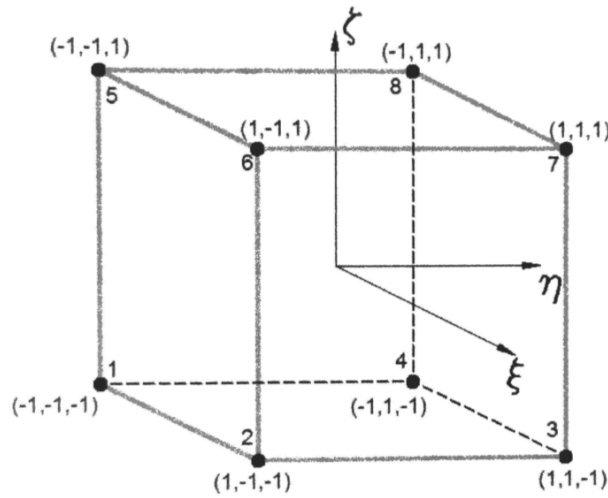


FIGURE 4.8 – Élément de référence pour un élément hexaédrique réel [132]

4.4 Modélisation de l'endommagement par fatigue

4.4.1 Objectif

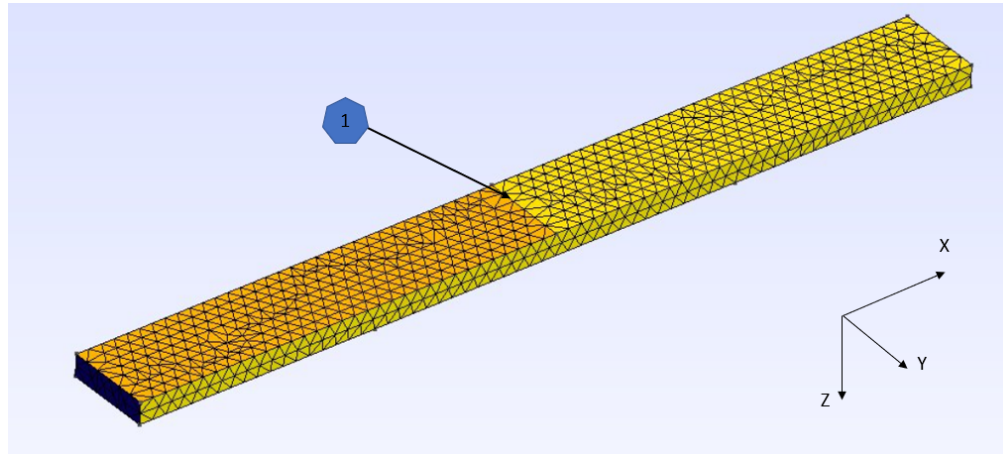
Comme présenté dans la section 3.8.4 du chapitre 3, l'endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau a été défini expérimentalement via l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. Dans cette partie, un modèle d'endommagement sera développé afin de traduire cette évolution. Ce modèle sera choisi de telle sorte qu'il appartienne à l'approche phénoménologique macroscopique basée sur la rigidité résiduelle (section 2.8.3.1 dans chapitre 2) et aussi, de telle sorte qu'il décrive le taux de croissance de l'endommagement en fonction du nombre de cycles. Ce choix se justifie par le fait que ce type de modèle est facile à utiliser dans un code de calcul éléments finis. De plus, le modèle d'endommagement

adopté sera seulement étudié sur les deux premières phases de la courbe de contrainte résiduelle (phase de baisse rapide et phase de réduction graduelle) afin d'exclure, de cette étude, la rupture de l'éprouvette attribuée à la phase de baisse accélérée (troisième phase de l'endommagement). Pour gagner en termes de temps de calcul, tout en conservant la qualité des résultats numériques, la méthode de «Cycle Jump» (section 2.8.6 dans chapitre 2) sera utilisée dans la modélisation de l'endommagement par fatigue du composite étudié.

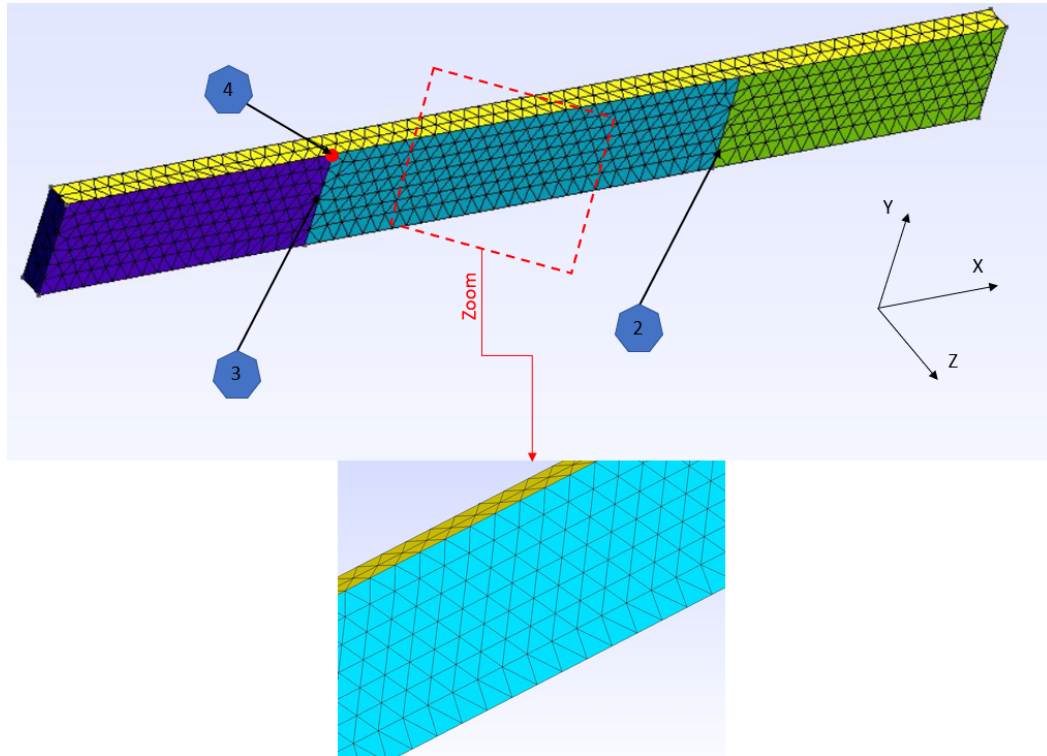
4.4.2 Modèle géométrique, conditions aux limites et maillage

En absence de symétrie au niveau des conditions aux limites (contrairement à ce qui a été présenté dans la section 4.3.3), le modèle géométrique utilisé dans la modélisation de l'endommagement par fatigue du composite étudié (Figure 4.9) représente la totalité d'un échantillon de flexion (échantillon soumis à un chargement cyclique de flexion 3 points). Par conséquent, le volume moyen du modèle géométrique est de $127 \times 12,5 \times 3,3 \text{ mm}^3$. Par ailleurs, ce modèle est réalisé sur le logiciel de conception assistée par ordinateur "SolidWorks" afin de créer des lignes de séparation permettant l'application du chargement (ou déplacement) et des conditions aux limites. La Figure 4.9 met en évidence trois lignes de séparation. Un déplacement selon Z est imposé sur la ligne 1 alors qu'il est bloqué sur la ligne 2 et 3. Aussi, les déplacements selon X et Y sont bloqués respectivement sur la ligne 3 et au point 4. Ce déplacement et ces conditions aux limites sont choisis afin de reproduire les mêmes conditions présentes pendant un essai expérimental cyclique de flexion 3 points. Pour réaliser un calcul éléments finis, un maillage tétraédrique quadratique (10 nœuds par élément) est utilisé avec le modèle géométrique et les conditions aux limites définis précédemment. Le choix d'un maillage quadratique est fait pour s'assurer de la précision des résultats tout en tolérant la présence d'une densité relativement élevée des éléments tétraédriques. Contrairement à ce qui a été déjà présenté dans la section 4.3.3, l'utilisation d'un maillage très fin, dans ce cas de figure, n'est pas envisageable car elle augmentera d'une façon considérable le temps de calcul. Ceci est dû au type de l'étude qui va contenir plusieurs calculs éléments finis (simulation de fatigue) à chaque itération d'optimisation. Par conséquent, la densité du maillage est choisie d'une façon rigoureuse afin de satisfaire deux conditions : baisser le temps de calcul et garantir la bonne qualité des résultats. La construction du modèle géométrique, l'application des conditions aux limites et le maillage sont obligatoires pour la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Dans le cadre de ce travail, ces opérations sont assurées par l'environnement MTU, moyennant un exécutable écrit en langage de commande (Figure D.6 dans Annexe D). En premier lieu, cette exécutable commence par convertir un fichier .step (fichier SolidWorks) à un fichier de l'environnement MTU, en utilisant le logiciel "OPENCASCADE" déjà intégré dans cet environnement. En deuxième lieu, l'exécutable présenté dans la Figure D.6 permet de fixer la densité des éléments tétraédriques du maillage ainsi que les propriétés mécaniques du composite étudié. Dans cette étude, les propriétés mécaniques du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau sont définies par une masse volumique, un coefficient de Poisson et une courbe moyenne de traction issue de celles présentées dans la section 3.5 du chapitre 3. L'utilisation d'une courbe de

traction, à la place d'un module d'Young, s'explique par les résultats de la section 3.5 du chapitre 3. Ces résultats montrent que le comportement quasi-statique en traction, du composite étudié, présente une élasticité non linéaire. En troisième lieu, l'exécutable de construction (Figure D.6 dans Annexe D) permet l'imposition des conditions aux limites ainsi que le déplacement. Le choix d'imposer un déplacement et non une charge est pris afin de reproduire les essais expérimentaux de fatigue définis dans la section 3.4.4 du chapitre 3. De plus, les valeurs du déplacement, utilisées dans la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, sont choisies de manière qu'elles vérifient deux conditions : avoir des amplitudes égales à certaines utilisées dans les essais expérimentaux de fatigue et rester dans le domaine élastique non linéaire de la courbe de traction du composite étudié. La dernière ligne de l'exécutable de construction (Figure D.6 dans Annexe D) permet, par le biais d'une fonction ajoutée dans l'environnement MTU, de générer automatiquement un fichier .txt (Figure D.9 dans Annexe D). Ce fichier contient tous les paramètres qui sont nécessaires pour la simulation d'un essai de fatigue en utilisant la méthode de «Cycle Jump» (section 2.8.6 dans chapitre 2). Lors de la génération automatique, des valeurs par défaut sont affectées à ces paramètres. Au fur et à mesure que la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est définie, les paramètres de la simulation de fatigue seront spécifiés tout en mettant en évidence les valeurs choisies pour cette étude.



(a) Face supérieure



(b) Face inférieure

FIGURE 4.9 – Modèle géométrique et maillage avec lignes de séparation pour l'application des conditions aux limites et du déplacement

4.4.3 Modélisation par la méthode des éléments finis

La structure générale de la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du composite étudié est identique à celle présentée dans la Figure 4.4. D'après la Figure 4.10, l'interface utilisée dans cette étude (écrite en Fortran 77) permet de déterminer, moyennant CODE_ASTER, l'évolution numérique de la contrainte résiduelle

en fonction du nombre de cycles. Cette évolution est ensuite envoyée vers "SiDoLo", avec celle obtenue à partir de la campagne expérimentale des essais de fatigue. Ceci est assuré par un fichier .sme. Ensuite, SiDoLo réduit l'écart entre les courbes expérimentale et numérique et envoie des nouveaux coefficients d'optimisation à l'interface (coefficients du modèle d'endommagement). À cet instant, une nouvelle itération de la procédure de modélisation est lancée. L'arrêt de cette procédure est effectué une fois que SiDoLo trouve l'écart minimal entre les courbes expérimentale et numérique de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles.

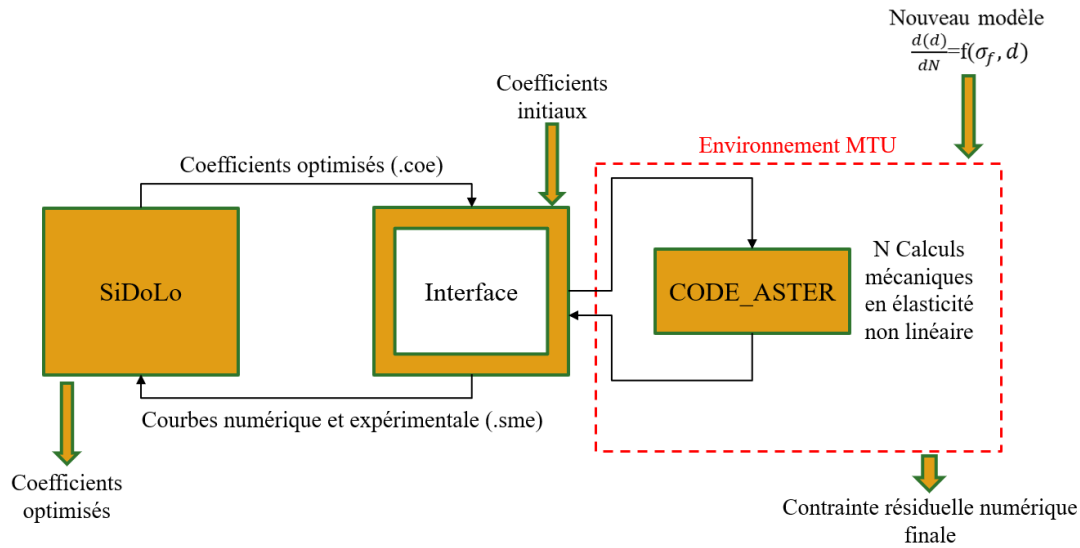


FIGURE 4.10 – Schéma explicatif de la procédure de modélisation adoptée pour l'endommagement par fatigue

4.4.3.1 Interface Fortran

L'utilisation d'une interface, développée en Fortran 77, est nécessaire pour introduire le modèle d'endommagement proposé (Figure D.7 dans Annexe D). Contrairement à ce qui a été déjà vu précédemment (section 4.3.4.2), l'introduction de ce modèle dans l'interface Fortran se fait d'une façon indirecte. Cela signifie que le modèle d'endommagement ne sera pas écrit directement dans l'interface. Au lieu de ça, il sera défini dans une fonction écrite en C++ (environnement MTU) dans le cadre de la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau (Figure 4.10). Par conséquent, le modèle proposé sera appelé à partir de l'interface Fortran par l'intermédiaire d'un exécutable lui-même développé en langage de commande. La raison de cette démarche est liée à la nature même du problème à étudier. Dans le cas de la modélisation de la cinétique de diffusion non-fickienne, le calcul éléments finis, réalisé à chaque itération de la procédure de modélisation, n'utilise pas le modèle de diffusion proposé. Ce modèle est juste appelé après chaque processus d'optimisation pour réévaluer l'évolution du D en fonction de C (utilisée dans le calcul éléments finis). Par contre, dans le cadre de la modélisation de l'endommagement

par fatigue, le modèle proposé sera utilisé avant chaque calcul éléments finis afin de déterminer la variable d'endommagement pour le prochain cycle à simuler. L'interface Fortran est structurée comme suit : la première partie concerne la définition des variables nécessaires dans un dictionnaire. La deuxième partie fait intervenir l'exécutable qui permet, moyennant des nouvelles fonctions C++ dans l'environnement MTU, de déterminer l'évolution numérique de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. La troisième et la dernière partie consiste à envoyer les résultats numériques, ainsi que ceux issus de l'expérimentation, vers le logiciel d'optimisation «SiDoLo».

4.4.3.2 Programmation en C++

Comme mentionné dans la section 4.4.3.1, l'exécutable appelé dans l'interface Fortran (Figure D.8 dans Annexe D) permet, à chaque itération, de la procédure de modélisation (itération d'optimisation) de déterminer l'évolution numérique de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. Cet exécutable, écrit en langage de commande, commence, tout d'abord, par réinitialiser les courbes de traction qui définissent le comportement élastique non linéaire du composite PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. En effet, lors de la simulation de fatigue (ou la détermination de l'évolution numérique de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles), les courbes de traction gardent le même type d'évolution tout en diminuant d'amplitude sous l'effet de la variable d'endommagement qui augmente d'un cycle simulé à un autre. Avant de lancer une nouvelle simulation de fatigue, ces courbes doivent donc être réinitialisées pour que le matériau soit considéré comme non endommagé au début de la fatigue ($N=1$). Plus de détails seront présentés dans les sections à venir afin de mettre en évidence la méthode utilisée pour introduire la variable d'endommagement dans l'évolution quasi-statique de la contrainte en fonction de la déformation. Il est important de noter que la modélisation de l'endommagement sera réalisée par zone. Le nombre de zones, fixé à sept dans cette étude, est pris en considération par un paramètre qui se trouve dans le fichier des paramètres (Figure D.9 dans Annexe D) défini dans la section 4.4.2. Ceci explique la présence de sept courbes de traction dans l'exécutable de l'interface Fortran (Figure D.8 dans Annexe D). La zone 1 et la zone 7 caractérisent respectivement le matériau le moins et le plus endommagé dans une éprouvette de flexion soumise à un chargement cyclique. La deuxième partie de l'exécutable de l'interface Fortran permet, via une fonction principale dans l'environnement MTU, de lancer un ensemble de calculs éléments finis afin de simuler un essai de fatigue à 5 millions de cycles, tout en utilisant la méthode de «Cycle Jump». Le choix de ce nombre de cycles maximal « N_{max} » est pris de sorte à avoir le même N_{max} utilisé dans la campagne expérimentale des essais de fatigue. De plus, le nombre de cycle maximal est pris en considération dans l'étude moyennant le fichier des paramètres généré automatiquement lors de l'exécution du script de construction. La troisième et la dernière partie de cet exécutable consiste à visualiser, en faisant appel au logiciel GMSH, la distribution de la contrainte de flexion dans le modèle géométrique défini dans la section 4.4.2. Cette distribution représente le résultat numérique issu du dernier cycle simulé.

4.4.3.2.1 Fonction principale de la modélisation de l'endommagement par fatigue

La Figure 4.11 met en évidence l'organigramme explicatif de la fonction principale en C++, permettant la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. En faisant appel à cette fonction à chaque itération d'optimisation, plusieurs étapes sont réalisées pour déterminer l'évolution numérique de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles simulé. La Figure 4.11 montre que la première étape consiste à l'initialisation de deux grandeurs : le nombre de cycles initial à simuler ($N=1$) et l'endommagement par élément de maillage maximal ($d_{max} = 0$). La deuxième étape consiste à récupérer des paramètres nécessaires pour la simulation d'un essai de fatigue. Ces paramètres (Table 4.2) sont récupérés du fichier des paramètres (.txt) généré automatiquement, lors de l'exécution du script de construction (section 4.4.2), et est modifié afin d'introduire les valeurs choisies pour cette étude. Durant la modélisation de l'endommagement par fatigue, le nombre de cycle maximal « N_{max} » et le nombre de zones « $nbrniveau$ » sont fixés respectivement à $5 \cdot 10^6$ et 7. De plus, le second paramètre de la Table 4.2 représente le nombre utilisé de classes (méthode de Cycle Jump) afin de déterminer l'évolution des fréquences relative et cumulative du nombre de cycles non simulé à chaque point de Gauss « $NJUMP1$ » (section 2.8.6.2 dans chapitre 2). Ceci permet, par la suite, d'évaluer le nombre de cycles non simulé global « $NJUMP$ ». Les autres paramètres de la Table 4.2 seront définis au fur et à mesure avec la description de la méthodologie adoptée pour la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Après la récupération des paramètres, la troisième étape de la fonction principale consiste à définir des zones en affectant, à chacune, des éléments de maillage. À ce niveau ($N=1$), le matériau étudié n'est pas encore endommagé et, par conséquent, l'affectation se fait d'une façon aléatoire afin de pouvoir lancer un calcul éléments finis au premier cycle simulé. Les deux dernières étapes de la fonction principale consistent à : déterminer l'évolution numérique de la contrainte résiduelle moyennant une boucle effectuée sur le nombre de cycles à simuler et modifier la courbe expérimentale. En effet, cette modification est assurée par une fonction C++ ajoutée dans l'environnement MTU. Une nouvelle courbe est créée en récupérant les nombres de cycles simulés, trouvés par la méthode de Cycle Jump, et en faisant des interpolations linéaires à partir des valeurs expérimentales de la contrainte afin de trouver celles correspondantes à ces nombres de cycles. En passant par cette étape, les évolutions expérimentale et numérique de la contrainte résiduelle seront exprimées aux mêmes nombres de cycles, ce qui facilitera le processus d'optimisation effectué par SiDoLo. La boucle sur le nombre de cycles à simuler débute par un calcul éléments finis (en élasticité non linéaire). Une fois le calcul terminé, $NJUMP$ et d_{max} sont évalués par la méthode de Cycle Jump. Dans ce cas d'étude, la nouvelle valeur de d_{max} représente l'endommagement par élément maximal au prochain nombre de cycles à simuler, réévalué moyennant $NJUMP$ ($N = N + NJUMP$). Arrivé à ce niveau, une condition sur N et d_{max} est vérifiée : tant que $0 < N \leq N_{max}$ et $d_{max} \leq 0,99999$, la boucle définie précédemment est reprise pour le nombre de cycles récemment réévalué. Par contre, afin d'avoir une courbe numérique qui couvre les 5 millions de cycles, une autre condition est ajoutée. En effet,

dès que le nombre de cycles à simuler dépasse N_{max} ($N > N_{max}$) tout en ayant un endommagement par élément maximal inférieur à la valeur limite ($d_{emax} \leq 0,99999$), une exception est faite. Au lieu d'arrêter directement la simulation de fatigue, un seul calcul éléments finis, accompagné d'un calcul de NJUMP et de d_{emax} , sont effectués.

TABLE 4.2 – Paramètres récupérés dans la fonction principale, nécessaires pour la simulation de fatigue

Paramètres	Valeurs
Nombre maximal de cycles « N_{max} »	5.10^6
Nombre de classes «nombreclasse»	800
Emplacement selon x du point situé au centre de la face inférieure du modèle géométrique «valx»	x_1
Emplacement selon y du point situé au centre de la face inférieure du modèle géométrique «valy»	y_1
Emplacement selon z du point situé au centre de la face inférieure du modèle géométrique «valz»	z_1
Nombre de zones dans le modèle géométrique «nbrniveau»	7
Axe perpendiculaire au plan parallèle à la surface inférieure du modèle géométrique «position»	2
Emplacement, selon l'axe perpendiculaire, du plan parallèle à la surface inférieure du modèle géométrique «valeur_position»	z_1
Nombre de noeuds situés sur le plan parallèle à la surface inférieure du modèle géométrique «nomb_noeud»	6

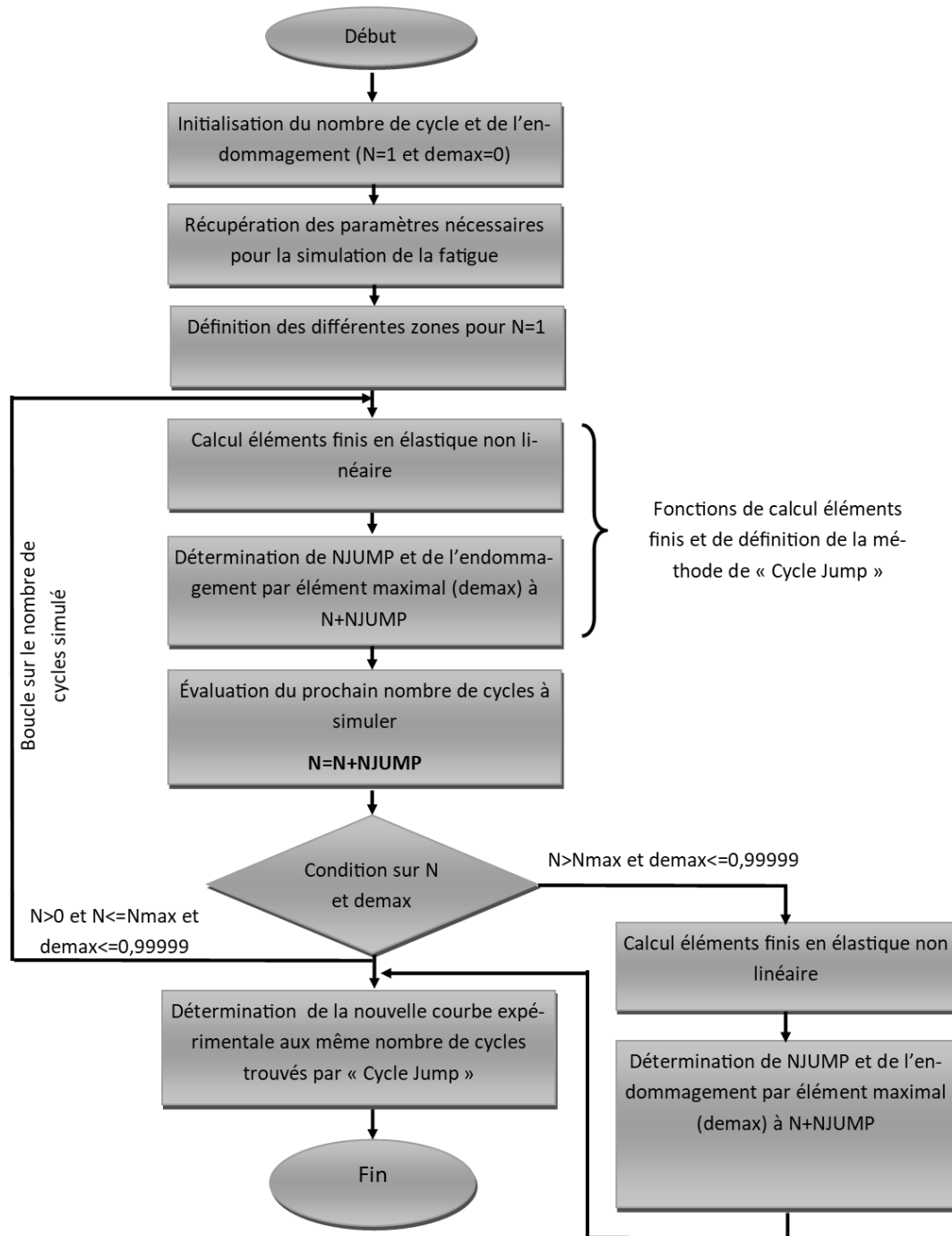


FIGURE 4.11 – Organigramme explicatif de la fonction principale permettant la simulation d'un essai de fatigue en utilisant la méthode de « Cycle Jump »

4.4.3.2.2 Calcul élastique non linéaire

Le calcul éléments finis, en élasticité non linéaire, est effectué par CODE_ASTER déjà intégré dans l'environnement MTU. Comme avec la modélisation de la cinétique de diffusion, le choix d'une étude non linéaire est dû aux propriétés du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Dans cette étude, la non linéarité provient du comportement mécanique quasi-statique du composite étudié (section 3.5 dans chapitre 3) présentant un domaine élastique non linéaire au niveau des courbes de traction. Le calcul éléments finis est assuré par une fonction C++, ajoutée dans l'environnement MTU dans le cadre de la modélisation de l'endommagement par fatigue du nouveau composite. En effet, cette fonction commence, tout d'abord, par générer automatiquement les fichiers CODE_ASTER (.export, .mail et .comm) avant de lancer un calcul éléments finis en utilisant ces fichiers. Chacune de ces actions est assurée par une fonction qui existe déjà dans l'environnement MTU. Toutefois, afin de résoudre un problème mécanique en élasticité non linéaire, une nouvelle partie a été ajoutée à la fonction responsable de la génération automatique des fichiers CODE_ASTER. La Figure 4.12 montre l'organigramme explicatif de cette fonction. Il est facile de remarquer que cet organigramme présente des points communs avec celui de la Figure 4.5. En effet, ces deux organigrammes décrivent la même fonction. La partie encadrée en noir dans la Figure 4.12 représente celle qui est présentée en détail dans la Figure 4.5. L'encadrement bleu caractérise la partie ajoutée pour résoudre un problème mécanique en élasticité non linéaire. Cette nouvelle partie permet de générer automatiquement un fichier de commande CODE_ASTER (.comm). L'organigramme de la Figure 4.12 montre que, après la création des deux fichiers : .export et .mail (détails dans section 4.3.4.3), une condition sur le type d'étude est imposée. Par conséquent, le fichier de commande créé va dépendre de l'étude choisi. Dans le cas élastique non linéaire, la partie encadrée en bleu est utilisée et le fichier .comm de la Figure 4.13 est généré automatiquement. D'après cette figure, le fichier de commande, créé à chaque nombre de cycles simulé, débute par la lecture du maillage, l'affectation du modèle et l'imposition des conditions aux limites ainsi que le chargement (ou déplacement). Ensuite, le matériau est défini par zone. Cette définition est effectuée à partir des propriétés mécaniques du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Dans le cadre de cette étude, étant donné que le composite étudié présente un comportement élastique non linéaire (section 3.5 dans chapitre 3), les propriétés mécaniques qui définissent le matériau sont le coefficient de Poisson, la masse volumique et la courbe moyenne de traction issue des essais expérimentaux. Aux vues du nombre de zones fixé à sept (Table 4.2), le fichier de commande CODE_ASTER contiendra sept courbes moyennes de traction, accompagnées de sept définitions de matériau. Au début de la simulation de fatigue ($N=1$), ces courbes sont identiques car le matériau n'est pas endommagé. Dès que le nombre de cycles simulé devient supérieur à l'unité, ces courbes ne sont plus similaires afin de traduire un endommagement non uniforme dans une éprouvette de flexion. Plus le matériau est endommagé, plus l'amplitude de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation est moins importante. La méthode utilisée pour introduire l'effet de l'endommagement sur les propriétés mécaniques (courbes de traction) du composite étudié sera présentée par la suite. De

plus, le maillage, les conditions aux limites (ainsi que le déplacement imposé), la masse volumique, le coefficient de Poisson et les courbes de traction initiales (à $N=1$) sont pris en considération par l'exécutable de construction, présenté dans la section 4.4.2. À la fin du fichier .comm (Figure 4.13), l'affectation du matériau, la liste des instants, le calcul élastique non linéaire et l'impression des résultats sont définis moyennant différentes commandes. Dans cette étude, les résultats à chaque nombre de cycles simulé sont présentés sous forme d'une distribution de contrainte aux points de Gauss du maillage.

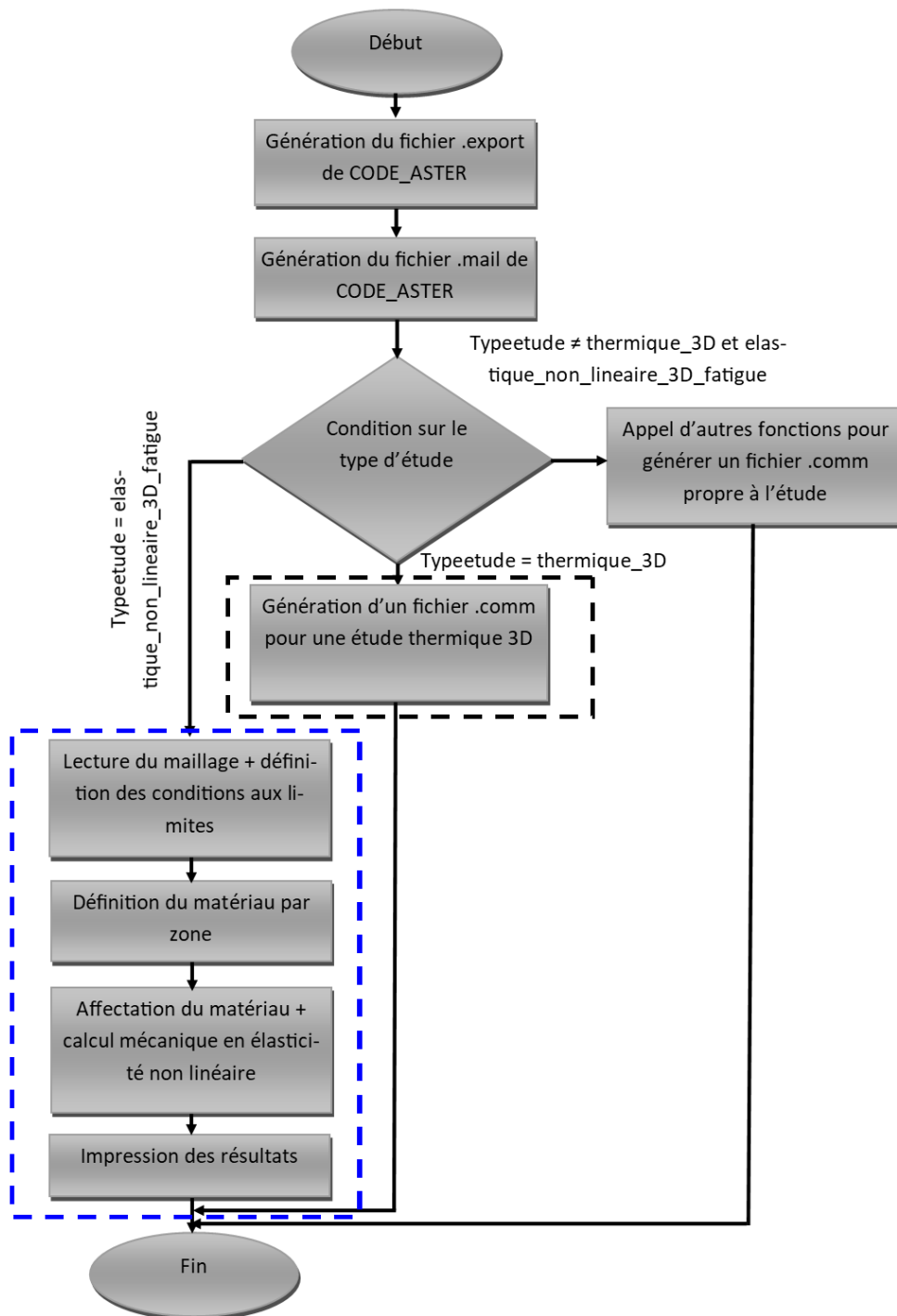


FIGURE 4.12 – Organigramme explicatif de la fonction de génération automatique des fichiers CODE_ASTER

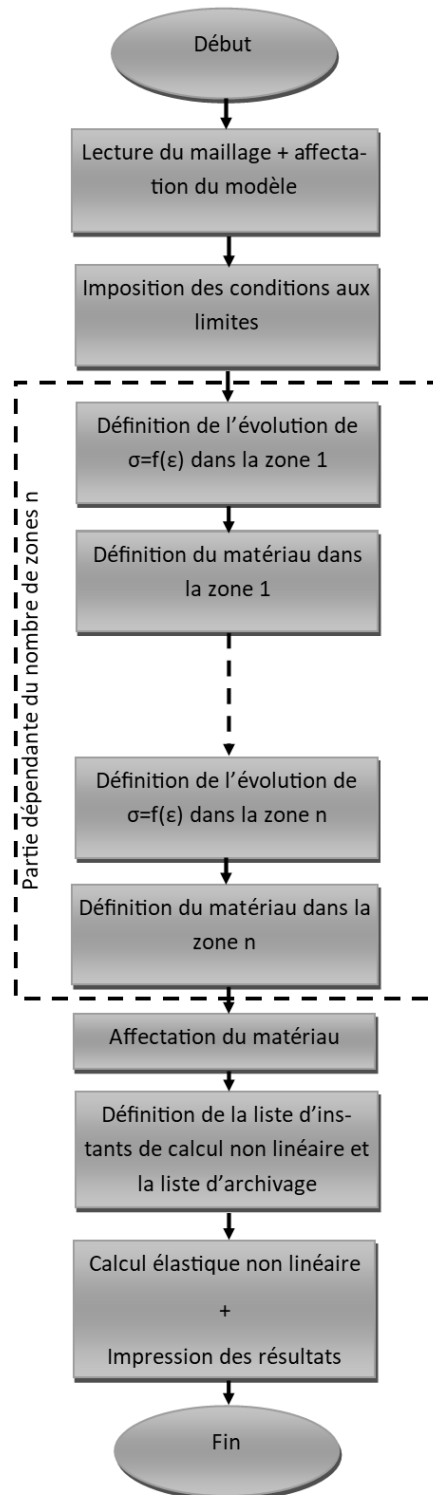


FIGURE 4.13 – Organigramme explicatif du fichier de commande CODE_ASTER, généré automatiquement pour le calcul élastique non linéaire

4.4.3.2.3 Détermination de NJUMP et d_{emax}

Une nouvelle fonction, écrite en langage C++, est ajoutée dans l'environnement MTU dans le cadre de la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Cette fonction permet, par l'intermédiaire de la méthode de Cycle Jump, de déterminer NJUMP et d_{emax} . La Figure 4.14 présente l'organigramme explicatif de la fonction en question. Cette figure montre que la fonction commence, tout d'abord, par récupérer les paramètres nécessaires pour la méthode de Cycle Jump, les coefficients d'optimisation proposés par SiDoLo à chaque itération d'optimisation, le maillage et les résultats déterminés à partir du calcul élastique non linéaire. Il est important de rappeler, ici, que les paramètres nécessaires pour le Cycle Jump sont définis dans le fichier créé par l'exécutable de construction (section 4.4.2). La Table 4.3 présente tous ces paramètres ainsi que les valeurs choisies pour cette étude. Ils seront décrits en détails par la suite. De plus, les résultats récupérés dans cette fonction représentent la distribution de la contrainte de flexion dans les points de Gauss. Après, grâce à une fonction ajoutée dans l'environnement MTU, l'identité de l'élément le plus proche du centre de la face inférieure du modèle géométrique est déterminée « Id_1 ». Dans ce cas de figure, ce centre est défini par les trois paramètres (x_1, y_1, z_1) donnés dans la Table 4.2 et représentant les coordonnées du point concerné. Les valeurs de ces coordonnées ne sont pas mentionnées ici car elles dépendent des dimensions du modèle géométrique qui changent d'un cas d'étude à un autre. Ce changement traduit la variabilité au niveau des dimensions géométriques des échantillons de flexion. Le but de déterminer l'identité de l'élément de maillage le plus proche du centre de la face inférieure du modèle géométrique est de pouvoir évaluer la contrainte de flexion à cet élément. L'évolution de cette contrainte en fonction du nombre de cycles simulé présentera, par la suite, la courbe numérique de contrainte résiduelle. La troisième étape de la fonction du Cycle Jump représente une boucle sur les éléments du maillage (Figure 4.14). Ainsi, pour chaque élément tétraédrique, un ensemble d'actions est réalisé : la récupération de la variable d'endommagement « d », la détermination du taux de croissance de « d » en fonction du nombre de cycles simulé « $\frac{d(d)}{dN}$ », l'évaluation de NJUMP1 et la vérification d'une condition sur l'identité de l'élément de maillage concerné « Id ». Comme évoqué dans la Figure 4.14, les trois premières actions sont effectuées à chaque point de Gauss de l'élément tétraédrique en question. Pour la quatrième action, celle-ci peut être décrite comme suit : si l'identité est égale à celle représentant l'élément le plus proche du centre de la face inférieure du modèle géométrique ($Id = Id_1$), alors la contrainte à l'élément est calculée, à partir de celles aux points de Gauss, par la méthode directe d'intégration numérique. Dans le cas contraire ($Id \neq Id_1$), une autre itération sur les éléments de maillage est lancée.

Dans le cadre de cette étude, $\frac{d(d)}{dN}$ sera défini par la proposition d'un modèle d'endommagement phénoménologique ayant pour but de donner une évolution de la contrainte résiduelle semblable à celle trouvée dans la campagne expérimentale des essais de fatigue. De plus, d'après les travaux de Van Paepegem et al. [78, 91, 133], le nombre de cycles à ne pas simuler localement (NJUMP1) est exprimé à partir de la méthode

d'Euler explicite, présentée par la relation 2.28 du chapitre 2 :

$$d_{N+NJUMP1} = d_N + \frac{d(d)}{dN|_N} . NJUMP1 \quad (4.15)$$

Avec :

- N : nombre de cycles simulé
- $NJUMP1$: nombre de cycles à ne pas simuler localement au niveau des points de Gauss
- d_N et $d_{N+NJUMP1}$: variable d'endommagement, respectivement, à N et $N+NJUMP1$ cycles
- $\frac{d(d)}{dN}|_N$: taux de croissance de la variable d'endommagement évaluée aux points de Gauss à N cycles

La relation 4.15 peut aussi être écrite comme suit :

$$NJUMP1 = \frac{d_{N+NJUMP1} - d_N}{\frac{d(d)}{dN}|_N} = \frac{\Delta d}{\frac{d(d)}{dN}|_N} \quad (4.16)$$

En autorisant une augmentation bien déterminée de la variable d'endommagement « Δd » (entre deux nombres de cycles successivement simulés), cette nouvelle expression permet de déterminer $NJUMP1$ à chaque point d'intégration. Par conséquent, la proposition d'un modèle d'endommagement vient nécessairement avec un critère qui impose la valeur de Δd en fonction de la valeur de la variable « d » aux points de Gauss. La présence de Δd et de $\frac{d(d)}{dN}$ dans la relation 4.16 permet d'avoir un $NJUMP1$ assez petit dans les points d'intégration situés dans une zone de contrainte élevée. Par contre, dans le cas d'une zone de basse contrainte, le nombre de cycles à ne pas simuler localement sera élevé.

À la fin de la fonction qui définit la méthode de Cycle Jump (Figure 4.14), trois autres étapes se succèdent. Ces étapes interviennent une fois que la boucle sur les éléments de maillage est effectuée. Après la détermination de $\frac{d(d)}{dN}$ et $NJUMP1$ aux points de Gauss, le nombre de cycles à ne pas simuler globalement ($NJUMP$), les variables d'endommagement (aux points d'intégration) pour le prochain nombre de cycles à simuler ($N+NJUMP$) et les courbes de traction par zone sont réévalués. En effet, $NJUMP$ est calculé en utilisant la procédure mentionnée dans la section 2.8.6 du chapitre 2. Cette procédure consiste en général à déterminer l'évolution de la fréquence relative de $NJUMP1$ et, par la suite, celle de la fréquence cumulative et prendre le nombre de cycles correspondant à 10% de la valeur maximale de cette fréquence (fréquence cumulative) comme étant $NJUMP$. Les variables d'endommagement au prochain nombre de cycles à simuler ($N+NJUMP$) sont évaluées en utilisant la méthode d'Euler explicite (relation 4.15) appliquée à $NJUMP$:

$$d_{N+NJUMP} = d_N + \frac{d(d)}{dN|_N} . NJUMP \quad (4.17)$$

À partir de ces variables, qui seront utilisées dans la troisième étape de la fonction de Cycle Jump à $N+NJUMP$, l'endommagement à chaque élément du maillage « d_e » est

déduit par la méthode directe d'intégration numérique. Ainsi, les endommagements par élément maximal et minimal (d_{emax} et d_{emin}) sont évalués. Suite à ça, les éléments du maillage seront affectés à chacune des sept zones en fonction de leur d_e par rapport à d_{emax} et d_{emin} . La fin de la fonction de Cycle Jump (Figure 4.14) passe par la dernière étape de réévaluation des courbes de traction attribuées à chacune des zones définies. En effet, juste après l'affectation des éléments de maillage à chacune des sept zones, une variable d'endommagement par zone « d_{zone} » est calculée. Cette variable représente la moyenne obtenue à partir de l'endommagement minimal et maximal qui délimitent chaque zone. Une fois « d_{zone} » déterminée pour chacune des sept zones, les courbes de traction sont réévaluées par la relation ci-dessous :

$$\sigma = E.(1 - d_{zone}).\varepsilon^{k_1}.e^{k_2} \quad (4.18)$$

Où (k_1, k_2) , E et (σ, ε) sont respectivement les coefficients du modèle, le module d'Young du PEHD/40%wt de fibres de bouleau courtes non endommagé et la contrainte/déformation en traction. Dans ce travail, les valeurs utilisées de k_1 , k_2 et E sont données dans la Table 4.3. De plus, cette table met en évidence la valeur de la déformation initiale ainsi que le nombre de points nécessaires pour la définition d'une courbe de traction.

La relation 4.18 est obtenue à partir de la loi de Ramberg-Osgood (Relation 4.19) décrivant une relation non linéaire entre la contrainte et la déformation.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + k_3. \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{k_4} \quad (4.19)$$

Où k_3 et k_4 sont les paramètres de la loi de Ramberg-Osgood. Ils décrivent la relation non linéaire entre la contrainte et la déformation, provenant de la plasticité du matériau (écrouissage du matériau). Par contre, ici, ces paramètres seront utilisés pour définir la non linéarité en élasticité. Dans la relation 4.18, les paramètres de Ramberg-Osgood sont exprimés avec les coefficients du modèle (k_1, k_2) (relation 4.20). Ces coefficients sont évalués en effectuant un calcul d'optimisation SiDoLo pour réduire l'écart entre la courbe numérique, donnée par la relation 4.18 (à $d_{zone} = 0$), et celle expérimentale obtenue à partir de la moyenne des courbes de traction (section 3.5 du chapitre 3). Les valeurs déterminées des coefficients (k_1, k_2) sont données dans la Table 4.3. Elles seront utilisées dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du matériau étudié.

$$\begin{aligned} k_1 &= \frac{1}{k_4} \\ k_2 &= -\frac{1}{k_4}.Ln(k_3) \end{aligned} \quad (4.20)$$

La variable d'endommagement par zone « d_{zone} » dans la relation 4.18 ne provient pas de la loi de Ramberg-Osgood (Relation 4.19). Dans ce cas, « d_{zone} » est injectée dans l'expression de la contrainte afin de réévaluer les courbes de traction par zone à chaque nombre de cycles à simuler (pour $N > 1$). Ces courbes seront, par la suite, utilisées pour lancer un nouveau calcul éléments finis. Plus « d_{zone} » est élevée, plus l'amplitude de la courbe de traction est basse, traduisant ainsi des propriétés mécaniques d'un matériau plus endommagé.

TABLE 4.3 – Paramètres récupérés dans la fonction de la méthode de Cycle Jump, nécessaires pour la simulation de fatigue

Paramètres	Valeurs
Résistance à la traction « σ_{TS} »(Pa)	43,90.10 ⁶
Premier coefficient de l'expression analytique de la courbe de traction « k_1 »	0,668
Second coefficient de l'expression analytique de la courbe de traction « k_2 »	−1,898
Module d'Young (Pa)	3,87.10 ⁹
Valeur de la première déformation dans la courbe de traction (mm/mm)	2.10 ^{−3}
Nombre de points dans la courbe de traction	13

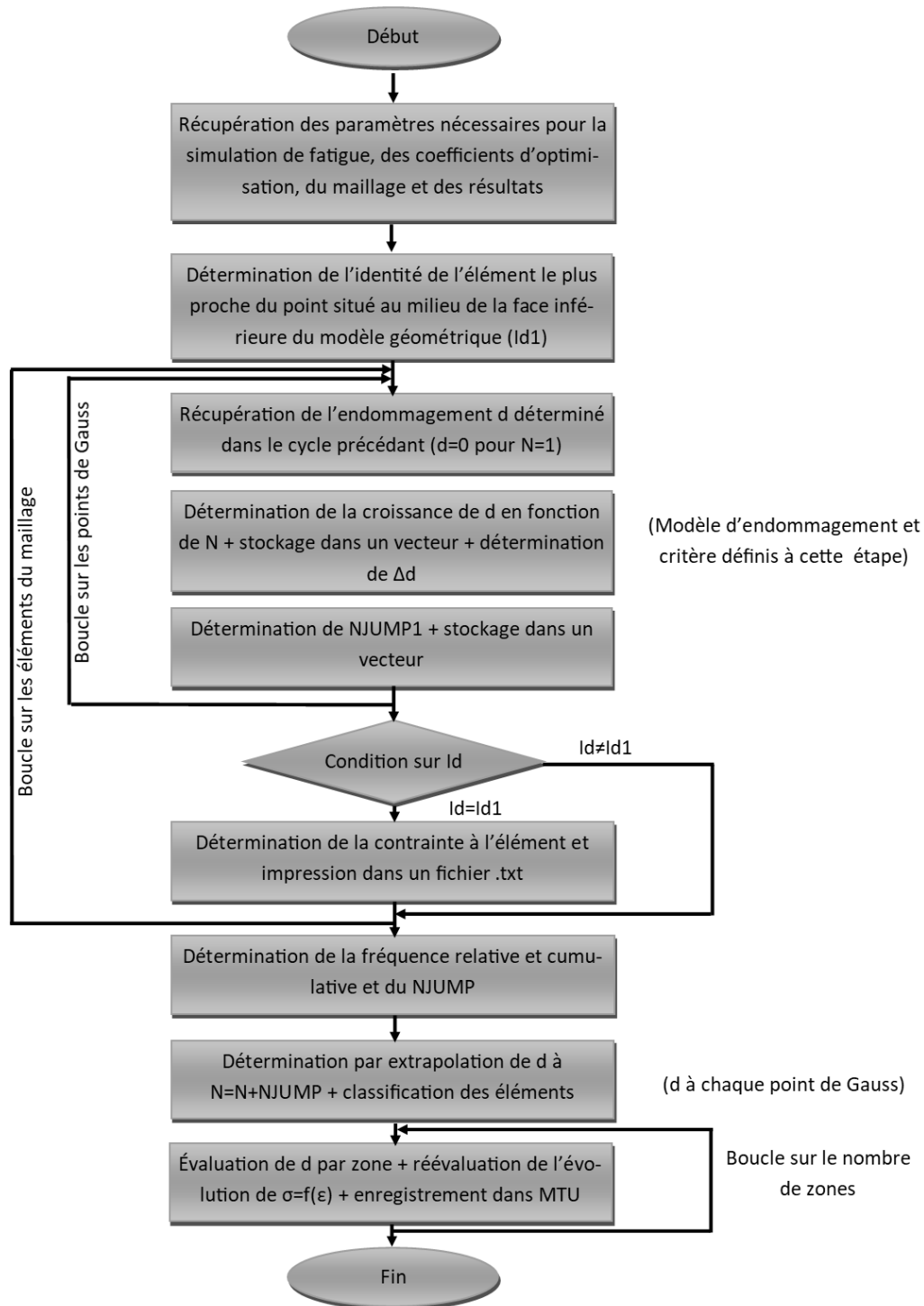


FIGURE 4.14 – Organigramme explicatif de la fonction permettant la détermination du nombre de cycles à ne pas prendre en considération «NJUMP» et l'évaluation de l'endommagement «d» à $N+NJUMP$ cycles

Partie 2 : Résultats de la modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité

4.5 Modèle de diffusion adopté

Plusieurs modèles de diffusion non-fickienne d'humidité sont proposés en utilisant la méthodologie de travail définie dans la section 4.3.4 ainsi que le modèle géométrique, le maillage et les conditions aux limites présentés dans la section 4.3.3. Comme mentionné précédemment (section 4.3.1), l'objectif de cette étude est la définition d'un modèle de diffusion non-fickienne, traduisant la propagation de l'humidité au sein du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Ce modèle dépend de la concentration d'humidité et du coefficient de diffusion initial donné par la Table 3.7. Par conséquent, la normalisation de la concentration se fait en utilisant la valeur de celle déterminée à la saturation (C_{sat}). La Table 4.4 présente les valeurs moyennes des concentrations à la saturation. À chaque température d'immersion (section 3.4.1 du chapitre 3), cette concentration est déterminée expérimentalement par : l'utilisation de la relation 4.4 pour évaluer C_{sat} avec chaque échantillon saturé en humidité et le calcul de la moyenne des valeurs trouvées. La température d'immersion n'influence pas la concentration à la saturation. La Table 4.4 le confirme malgré la présence d'une variation non significative. Cette faible variation est causée par le processus de fabrication qui donne, en dépit de la procédure de validation qui en suit, des échantillons de flexion avec des taux de fibres différents. Cette différence donne des masses et des dimensions géométriques qui varient d'un échantillon à un autre. De là, et en poursuivant le même principe utilisé avec C_{sat} et D_0 , les dimensions du modèle géométrique ainsi que sa masse initiale « m_0 », adoptées pour la modélisation de la cinétique de diffusion, changent d'une température d'immersion à une autre (Table 4.4). La Table 4.4 récapitule les valeurs moyennes des dimensions géométriques et de m_0 obtenues à partir de celles mesurées sur les échantillons avant immersion. En utilisant la courbe expérimentale de prise de masse, issue des essais d'immersion à 60 ° C, un seul modèle de diffusion, parmi plusieurs proposés, a été adopté. La relation 4.21 présente le modèle en question.

$$D = D_0 A_1 e^{A_2 \left(\frac{C}{C_{sat}} \right)^{A_3}} \quad (4.21)$$

Où D , C et (A_1, A_2, A_3) sont respectivement le coefficient de diffusion, la concentration locale en humidité et les coefficients d'optimisation.

Comme mentionné dans la relation 4.21, un coefficient d'optimisation est placé devant celui de diffusion initial (D_0) qui, lui, est déterminé expérimentalement. La raison de ceci est de procéder à la correction de D_0 en fonction de la courbe expérimentale choisie pour la procédure de modélisation (section 4.3.4). En effet, avant de commencer cette procédure, un choix bien particulier s'est porté sur les courbes de prise de masse expérimentales (Figure 3.23 dans le chapitre 3). L'évolution à 60 ° C a été raffinée en augmentant le nombre de points et ainsi faciliter le processus d'optimisation. Ceci est réalisé en produisant une courbe de tendance, à partir de celle issue des mesures expérimentales (courbe moyenne de prise de masse), et en ajoutant des points de telle

sorte qu'ils soient sur cette tendance. De plus, pour toutes les courbes de prise de masse expérimentales obtenues aux températures considérées (Figure 3.23 dans le chapitre 3), la partie avoisinant le zéro a été supprimée. Le but est d'éviter des problèmes de convergence, lors de la procédure de modélisation. Par conséquent, l'utilisation d'un coefficient d'optimisation (A_1) devant le coefficient de diffusion initial s'avère nécessaire afin d'avoir un D_0 qui correspond au début de la courbe expérimentale modifiée de prise de masse. L'expression finale du modèle adopté peut s'écrire sous la forme :

$$D = D_{0corr} e^{A_2 \left(\frac{C}{C_{sat}} \right)^{A_3}} \quad (4.22)$$

$$D_{0corr} = D_0 A_1 \quad (4.23)$$

Où D_{0corr} et (A_2, A_3) sont respectivement le coefficient de diffusion initial corrigé pour coïncider avec le début de la courbe expérimentale modifiée et les coefficients d'optimisation de l'expression finale du modèle de diffusion adopté. Dans ce cas, ces coefficients peuvent être appelés «coefficients du modèle».

TABLE 4.4 – Concentration moyenne à la saturation, dimensions moyennes du modèle géométrique et masse initiale moyenne, déterminées à différentes températures d'immersion

$T_{immersion}$ (° C)	C_{sat} (Kg/m ³)	l (mm)	b (mm)	h (mm)	m_0 (g)
40	103,52	126,69	12,38	3,29	5,25
60	102,94	126,73	12,45	3,43	5,60
70	102,86	126,56	12,37	3,29	5,28
80	104,59	126,51	12,36	3,33	5,33

4.5.1 Distribution de la concentration en humidité

À la fin de la procédure de modélisation, définie dans la section 4.3.4, les coefficients d'optimisation optimaux sont proposés par le logiciel SiDoLo. Comme mentionné précédemment (section 4.3.4.2), l'utilisation de ces coefficients dans le modèle de la relation 4.21 permet la détermination de l'évolution du coefficient de diffusion en fonction de la concentration. Cette évolution est utilisée, par la suite, afin d'effectuer un calcul thermique/diffusion massique d'éléments finis avec le code C++ développé pour ce type d'étude (Figure 4.5). En utilisant le modèle adopté et les coefficients d'optimisation optimaux, le calcul éléments finis, réalisé avec des conditions traduisant une température d'immersion égale à 60 ° C (C_{sat} , D_0 , m_0 et les dimensions du modèle géométrique), donne la distribution de concentration de la Figure 4.15. La Figure 4.15a met en évidence le modèle géométrique ainsi que le maillage utilisés pour la modélisation de la cinétique de diffusion. La Figure 4.15b montre la distribution de la concentration ou la propagation de l'humidité à travers la face contenue dans le plan YZ, et cela, pour différents pas de temps. Les couleurs bleu et rouge représentent les deux situations extrêmes qui sont respectivement : l'absence de l'humidité et la saturation en humidité.

Les dégradés de couleur, dont le jaune, reflètent un état intermédiaire entre l'échantillon sec et saturé en eau. Avant l'immersion d'une éprouvette de flexion dans l'eau distillé ($t=0$ heures), la face YZ est représentée par la couleur bleu, ce qui indique l'absence d'humidité. Au fur et à mesure que le pas de temps (ou temps d'immersion) augmente, l'humidité se propage dans l'échantillon. Ceci est caractérisé par l'augmentation de la surface rouge au détriment de celle en bleu. Au dernier pas de temps ($t=1008$ heures), la face YZ est représentée par une surface totalement rouge, ce qui illustre un échantillon ayant atteint la phase de saturation en humidité.

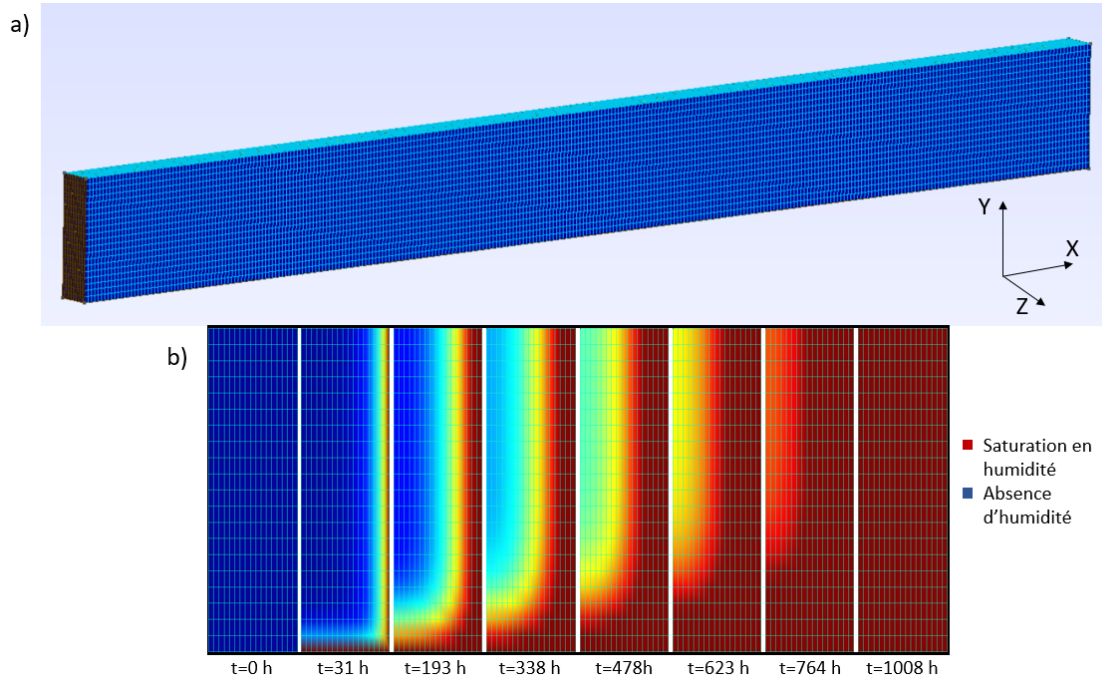


FIGURE 4.15 – Résultats du calcul éléments finis, obtenus avec le modèle de diffusion adopté et les conditions traduisant une température d'immersion de 60°C : a) Modèle géométrique et maillage utilisés; b) Distribution de la concentration, observée à différents pas de calcul sur la face du plan YZ

4.5.2 Prise de masse en humidité

Une fois la distribution de la concentration déterminée pour différents pas de temps, la prise de masse est calculée à l'aide d'un code en C++ développé pour ce type d'étude (Figure 4.7). La Figure 4.16 met en évidence la courbe de prise de masse numérique, trouvée par l'intermédiaire du modèle de diffusion adopté (Relation 4.21) à différentes itérations d'optimisation (ou itération de procédure de modélisation). En effet, ces courbes numériques sont obtenues en appliquant des conditions aux limites et des propriétés thermiques (analogie avec la diffusion massique) qui définissent un essai d'immersion à 60°C . À chaque itération, le résultat numérique est superposé avec celui issu des essais expérimentaux d'immersion à 60°C . Comme mentionné précédemment,

la courbe expérimentale, à 60°C , a été raffinée en réduisant l'écart entre les points de mesure (en ajoutant d'autres points) et en écartant la partie avoisinant zéro. Ceci permet respectivement de faciliter le processus d'optimisation assuré par SiDoLo et d'éviter les problèmes de convergence. Ainsi, la courbe de référence, présentée dans la Figure 4.16, caractérise celle issue des mesures expérimentales, à 60°C , et est raffinée par la suite. De plus, cette figure montre que l'écart entre la courbe numérique et celle de référence diminue en augmentant le nombre d'itération. En effet, à la première itération, la fonction objective ou la fonctionnelle $L(A)$, définie dans la section 4.3.4.1, est de $1,85.10^{+07}$. À la fin de la procédure de modélisation (232^{ème} itération), cette fonctionnelle est égale à $9,25.10^{+02}$, donnant une courbe de prise de masse numérique qui suit parfaitement celle de référence. De ces résultats, il est possible de conclure que le modèle de diffusion adopté (Relation 4.21) traduit parfaitement, à 60°C , la diffusion non-fickienne de l'humidité à l'intérieur du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Pour cette température d'immersion, le temps CPU nécessaire pour la convergence de la procédure de modélisation (après minimisation de l'écart entre la courbe numérique et de référence) est de 2629 minutes (environ 44 heures). Comme présenté dans la Figure 4.16, avant chaque procédure de modélisation, l'initialisation des coefficients d'optimisation (A_1, A_2, A_3) est définie moyennant un fichier «.dat». Ce fichier, se trouvant dans l'annexe D, contient l'initialisation, les bornes ainsi que la définition de la liberté des trois coefficients d'optimisation. De plus, le fichier «.dat» contient le nombre maximal d'itérations à ne pas dépasser lors d'une procédure de modélisation. À 60°C , ainsi que pour les autres températures d'immersion, la valeur initiale des coefficients d'optimisation et le nombre maximal d'itération sont fixés respectivement à 0,1 et 500.

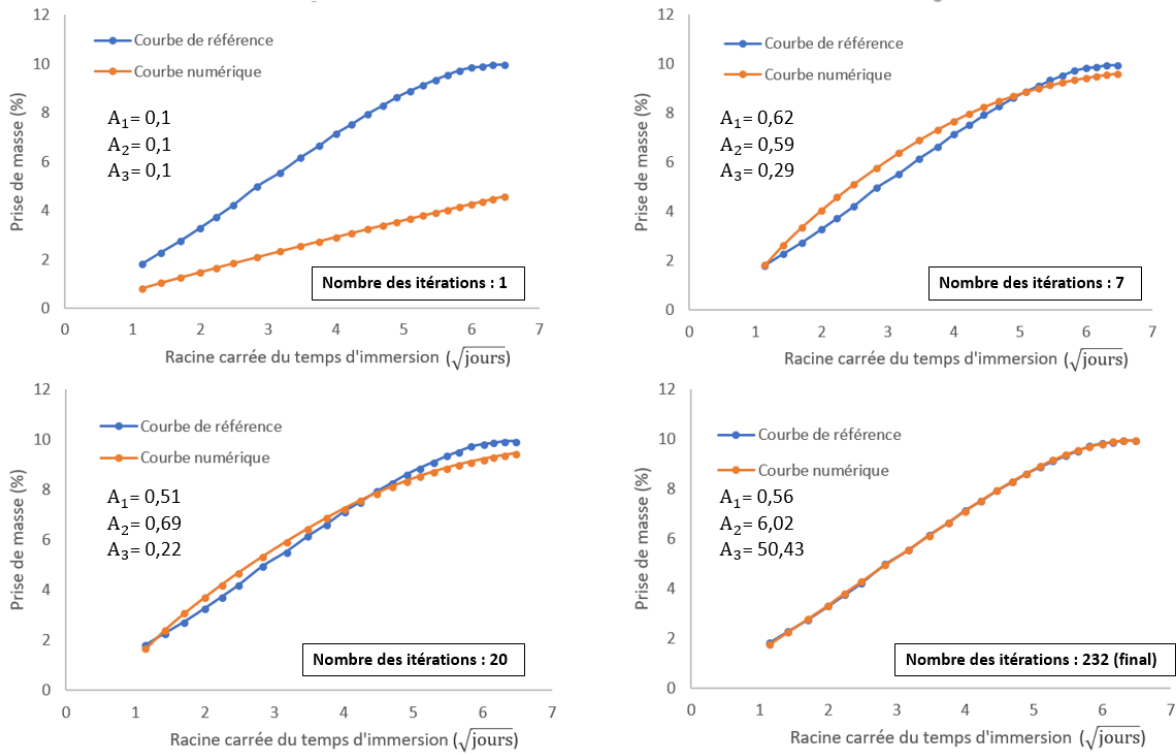


FIGURE 4.16 – Résultats de prise de masse trouvés à différentes itérations d’optimisation à partir du modèle adopté

4.5.3 Validation du modèle de diffusion

Après l’adoption d’un modèle de diffusion d’humidité, donnant une courbe de prise de masse numérique semblable à celle issue des mesures expérimentales à 60 °C, une étape de validation s’avère très importante. Cette étape consiste à utiliser le modèle de diffusion, exprimé par la relation 4.21, dans d’autres procédures de modélisation (section 4.3.4) ayant comme but de vérifier si ce modèle définit bien, ou pas, la diffusion d’humidité dans le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, pour des températures d’immersion différentes de 60 °C. Comme mentionnée dans la Table 4.4, les températures choisies pour la validation du modèle sont égales à 40 °C, 70 °C et 80 °C. La Figure 4.17 présente les courbes de prises de masse numériques trouvées à ces températures, en appliquant la procédure de modélisation mentionnée dans la section 4.3.4. Ces courbes sont superposées avec celle trouvée à 60 °C (Figure 4.16) et celles issues des mesures expérimentales (Figure 3.23 dans chapitre 3). Pour les quatre températures d’immersion, la Figure 4.17 montre que le modèle de diffusion adopté donne des courbes de prise de masse numériques qui suivent très bien celles obtenues expérimentalement. Ces résultats permettent de valider le modèle de cinétique de diffusion non-fickienne, donné par la relation 4.21.

Contrairement à ce qui a été mentionné auparavant, les courbes numériques

de la Figure 4.17 sont présentées entre zéro et le temps saturation. Ces courbes sont obtenues en ajoutant le point de coordonnées (0,0) aux évolutions numériques issues de la procédure de modélisation. De plus, la Figure 4.17 montre un écart entre le début de la courbe numérique et celui expérimental à des températures d'immersion égales à 40 °C et 60 °C. Cet écart est causé par une concavité au niveau de certains points qui ne suivent pas la tendance de la courbe de prise de masse expérimentale. Cette concavité peut être la conséquence d'une erreur de mesure expérimentale durant le test d'immersion ou d'une absorption d'eau plus importante due à la présence de porosités. La Figure 4.17 montre que l'écart à 60 °C est plus important que celui à 40 °C. En effet, comme mentionné dans la section 3.10 du chapitre 3, l'intervalle de mesure expérimentale, à 60 °C, est de 48 heures. Ceci engendre un manque de points au voisinage de la concavité (présente au 2^{ème} point) et, par conséquent, une absence d'atténuation de cette dernière. Par contre, à 40 °C, la concavité causée par le point qui ne suit pas la tendance expérimentale (au niveau du 5^{ème} point) est atténuée par d'autres points situés au voisinage. Dans la Figure 4.16, l'écart n'apparaît pas. Ceci est dû au fait que, lors de la préparation de la courbe de référence (utilisée dans la procédure de modélisation), la concavité au niveau du deuxième point expérimental (60 °C) a été enlevée en ajoutant des points avant et après ce dernier. Ces points ont été ajoutés de manière à réduire l'écart entre ceux issus des mesures expérimentales et aussi de manière à suivre la tendance présentée par la majorité des points expérimentaux.

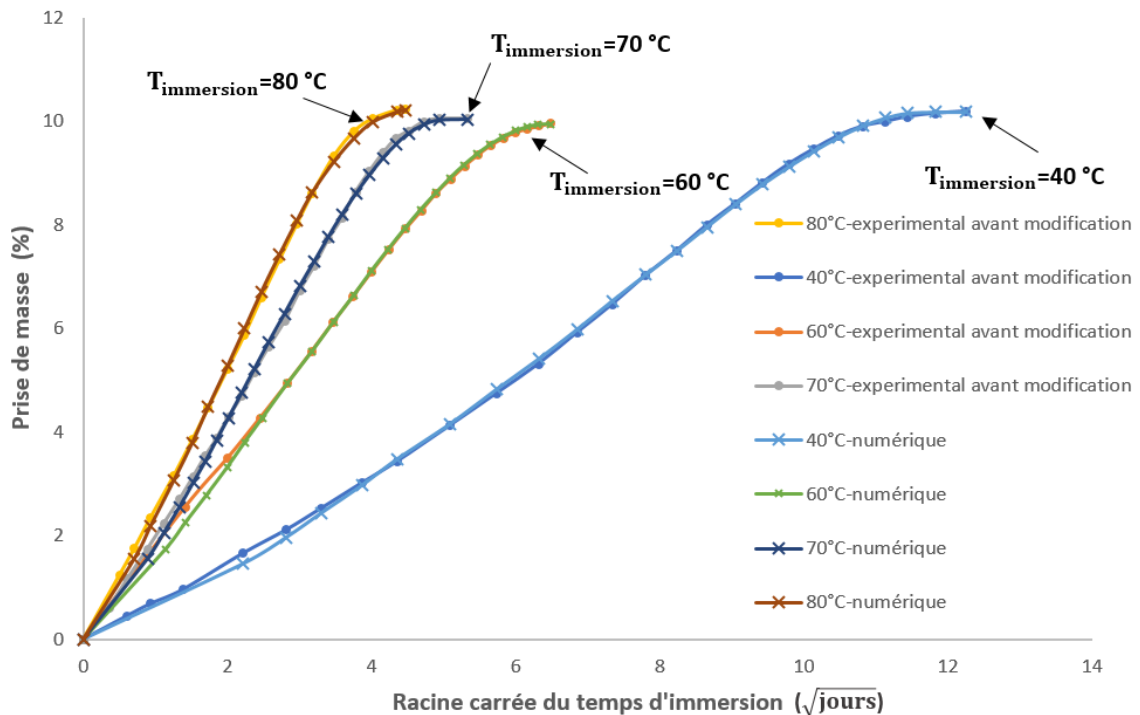


FIGURE 4.17 – Évolutions expérimentales et numériques de la prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion, déterminées à différentes températures

Une fois les procédures de modélisation, avec le modèle de diffusion adopté, réalisées, le coefficient de diffusion initial corrigé « D_{0corr} » est calculé. La Table 4.5 présente, pour chacune des températures d'immersion étudiées, la valeur du premier coefficient d'optimisation « A_1 », celle du coefficient de diffusion initial « D_0 » (à partir de la Table 3.7 du chapitre 3) ainsi que celle de D_{0corr} déterminée par la relation 4.23. Contrairement à ce qui a été observé avec D_0 , concernant sa variation en fonction de la température (Section 3.10 dans Chapitre 3), D_{0corr} augmente avec l'élévation de $T_{immersion}$. Ces résultats confirment ce qui a été déjà démontré dans la littérature sur le fait que la cinétique de diffusion augmente avec la température d'immersion [100,102]. En se basant sur ce constat, la validité du modèle de diffusion adopté est confirmée. De plus, ces données permettent de montrer encore que la valeur de D_0 , mesurée à 60 ° C à partir de la pente de la portion linéaire de la courbe expérimentale, manque de précision à cause d'un manque de points de mesure au début de l'évolution de prise de masse. À partir des résultats de la Table 4.5, l'évolution du logarithme de D_{0corr} en fonction de l'inverse de la température a été tracée (Figure 4.18). Cette évolution a pour but de savoir si la variation de D_{0corr} suit, ou non, la loi d'Arrhenius définie par l'équation suivante :

$$k_v = Ae^{\frac{-E_a}{RT}} \quad (4.24)$$

Où k_v , A , E_a , R et T sont respectivement le coefficient de vitesse, le facteur pré-exponentiel, l'énergie d'activation (en $J.mol^{-1}$), la constante des gaz parfaits (en $J.K^{-1}.mol^{-1}$) et la température (en ° K). La relation 4.24 est obtenue en supposant que l'énergie d'activation ne dépend pas de la température.

La Figure 4.18 montre que la variation du logarithme de D_{0corr} en fonction de l'inverse de la température d'immersion présente bien une évolution linéaire. En effet, la tendance linéaire, caractérisant la variation de $Ln(D_{0corr})$ en fonction de $1/T_{immersion}$, passe à côté des trois points présentant les résultats à 40 ° C, 70 ° C et 80 ° C. Le point à 60 ° C est le plus éloigné de la tendance linéaire par rapport aux autres points. Ceci est à nouveau causé par la qualité du début de la courbe expérimentale de prise de masse (due aux erreurs de mesures ou à la présence de porosités dans les échantillons immergés). La courbe de référence, utilisée dans la procédure de modélisation à 60 ° C pour éviter la concavité présente dans celle issue des mesures d'immersion, a permis de faciliter la convergence de cette procédure tout en trouvant une évolution numérique qui suit celle de l'expérimentation. Toutefois, cette courbe n'a pas aidé à trouver un D_{0corr} qui suit parfaitement la loi d'Arrhénius à 60 ° C. De là, il est possible de confirmer que la concavité détectée, à 60 ° C, sur la courbe expérimentale de prise de masse est causée par la présence d'un taux élevé de porosités et non par une erreur de mesure. L'analogie entre la relation 4.24 et l'équation de la courbe de tendance, présentée dans la Figure 4.18, permet d'identifier l'énergie d'activation « E_a » et le facteur pré-exponentiel « A ». En sachant que la constante des gaz parfait « R » est égale à $8,314 J.K^{-1}.mol^{-1}$, E_a et A sont respectivement égaux à $55651,42 J.mol^{-1}$ et $15,64.10^{+06} mm^2/jours$. Par conséquent, D_{0corr} peut s'écrire comme suit :

$$D_{0corr} = 15,64.10^{+06} e^{\left(-6693,7 \cdot \frac{1}{T_{immersion}}\right)} \quad (4.25)$$

Où D_{0corr} et $T_{immersion}$ sont exprimés respectivement en $mm^2/jours$ et ° K.

À partir de la nouvelle expression de D_{0corr} , la relation 4.22 peut s'écrire comme suit :

$$D = 15,64.10^{+06} e^{\left(-6693,7 \cdot \frac{1}{T_{immersion}}\right)} e^{A_2 \left(\frac{C}{C_{sat}}\right)^{A_3}} \quad (4.26)$$

La relation 4.26 s'applique aux échantillons en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau fabriqués suivant le processus mentionné dans la section 3.3 du chapitre 3. Cela signifie que pour des éprouvettes en PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, obtenues à partir d'un autre processus de fabrication, et/ou pour celles qui sont créées avec d'autres matériaux composites à fibres naturelles courtes, l'étude de la cinétique de diffusion ne correspondra pas à la relation 4.26. Par conséquent, il est obligatoire d'utiliser, dans le cas d'une diffusion non-fickienne, la relation 4.21 afin de déterminer l'expression de D_{0corr} ainsi que A_2 et A_3 , propres au type de matériau et/ou au processus de fabrication utilisés.

TABLE 4.5 – Détermination du coefficient de diffusion initial corrigé « D_{0corr} » à partir du coefficient de diffusion initial « D_0 » et du coefficient d'optimisation « A_1 »

$T_{immersion}$ (° C)	A_1	D_0 (mm ² /jours)	D_{0corr} (mm ² /jours)
40	0,61	1,11.10 ⁻²	0,68.10 ⁻²
60	0,56	7,63.10 ⁻²	4,27.10 ⁻²
70	0,66	7,60.10 ⁻²	5,02.10 ⁻²
80	0,60	12,79.10 ⁻²	7,67.10 ⁻²

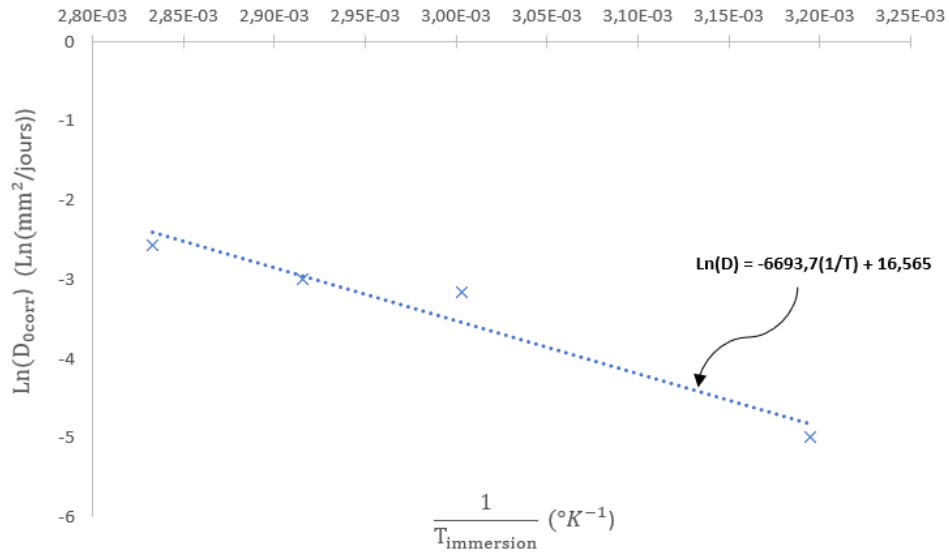


FIGURE 4.18 – Évolution d'Arrhenius présentant le logarithme de D_{0corr} en fonction de l'inverse de $T_{immersion}$

4.5.4 Coefficients du modèle adopté

Comme mentionné dans la section 4.5, les coefficients d'optimisation, A_2 et A_3 , sont aussi appelés «coefficients du modèle». À la fin des procédures de modélisation, ces coefficients sont donnés par SiDoLo. La Table 4.6 présente les valeurs de A_2 et A_3 , trouvées pour chaque température d'immersion, ainsi que le nombre nécessaire d'itérations pour trouver l'écart minimal (convergence de la procédure de modélisation) entre la courbe numérique et celle de référence (expérimentale modifiée). Cette table montre que le premier coefficient du modèle « A_2 » diminue avec l'augmentation de la température d'immersion. Par contre, cette variation ne présente pas une tendance bien particulière pour pouvoir exprimer A_2 en fonction de $T_{immersion}$. Le second coefficient du modèle « A_3 » commence par augmenter en passant de 40 ° C à 60 ° C avant de connaître une diminution entre 60 ° C à 80 ° C. Comme dans le cas de A_2 , la variation du second coefficient du modèle en fonction de la température d'immersion ne représente pas une tendance qui peut aider à proposer une relation exprimant A_3 en fonction de $T_{immersion}$. En se basant sur les résultats présentés dans la Table 4.6, A_2 et A_3 ne peuvent pas dépendre seulement de la température d'immersion. D'autres paramètres, comme le taux de fibres de bouleau utilisé ainsi que le taux de porosités présentes dans les échantillons, peuvent intervenir dans les expressions des coefficients du modèle adopté. D'ici, la détermination de ces expressions nécessitera des courbes de prise de masse expérimentales issues des essais d'immersion, à différentes températures, sur des échantillons à différents taux de fibres. Ceux-ci ne figurent pas dans ce travail qui s'intéresse au composite PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Par conséquent, dans l'état actuel des choses, le modèle de diffusion adopté n'est pas prédictif. Si la température d'immersion étudiée est présentée dans la Table 4.6, alors l'utilisation des valeurs de A_2 et A_3 , se trouvant dans cette table, est permise. Sinon, le lancement d'une procédure de modélisation (section 4.3.4), en utilisant la relation 4.26, est nécessaire pour définir la cinétique de diffusion au sein du composite étudié.

TABLE 4.6 – Valeurs des coefficients du modèle de diffusion et celles de l'itération d'optimisation finale obtenues pour chacune des températures d'immersion utilisées

$T_{immersion}$ (° C)	A_2	A_3	Nombre itérations
40	8,29	31,60	199
60	6,02	50,43	232
70	6,0	33,54	231
80	5,91	26,51	146

Partie 3 : Résultats de la modélisation de l'endommagement par fatigue

4.6 Modèle d'endommagement adopté

La procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, présentée dans la section 4.4.3, a été utilisée. Le but de cette procédure est de proposer un modèle qui traduit bien les évolutions de la contrainte résiduelle données dans la Figure 3.18 du chapitre 3 ainsi que dans la Figure C.2 de l'Annexe C. Le choix des courbes expérimentales, pour la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue, est porté sur celles trouvées à des faibles niveaux de déformation (0,39%, 0,52% et 0,91%) ou de déplacement (0,6 mm, 0,8 mm et 1,4 mm) et à une fréquence de sollicitation égale à 10 Hz. En effet, choisir des faibles niveaux de déformation garantit une étude élastique non linéaire à chaque nombre de cycles simulé. De plus, choisir la plus basse fréquence utilisée dans la campagne expérimentale de fatigue (10 Hz à la place de 15 Hz) permet de réduire l'effet de la viscosité du matériau sur son comportement en flexion (sous chargement cyclique). Par contre, une fréquence égale à 10 Hz reste assez élevée pour favoriser un comportement viscoélastique du composite étudié. Ceci se manifeste par une contrainte de flexion, à $N = 1$, qui est plus élevée que celle trouvée durant un essai quasi-statique. Afin que le premier calcul éléments finis ($N = 1$), en élasticité non linéaire, donne une contrainte de flexion similaire ou suffisamment proche de celle obtenue durant un essai de fatigue (pour $f = 10\text{Hz}$), une décision a été prise. La courbe de traction moyenne, utilisée pour caractériser les sept zones à $N = 1$, est choisie d'une façon particulière : au lieu de prendre la courbe moyenne issue des essais de traction à 1mm/min, le choix est porté sur celle obtenue à 10 mm/min (Figure 3.12 du chapitre 3). De plus, pour chaque niveau de déplacement imposé, le modèle géométrique utilisé dans la procédure de modélisation change de dimensions. Ce changement reflète la petite variation, d'un échantillon de flexion à un autre, au niveau des dimensions géométriques. La Table 4.7 met en évidence les niveaux de déplacement ainsi que les dimensions des modèles géométriques utilisés dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

TABLE 4.7 – Niveaux de déplacement imposés ainsi que les dimensions des modèles géométriques utilisés dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue

Déplacement imposé (mm)	Dimensions du modèle géométrique		
	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Épaisseur (mm)
0,6	126,76	12,42	3,21
0,8	126,73	12,44	3,32
1,4	126,71	12,45	3,32

En imposant un niveau de déplacement égal à 0,8 mm et en s'appuyant sur les

travaux de Van Paepegem et al. [78], plusieurs modèles d'endommagement ont été proposés dans la fonction de Cycle Jump, présentée dans la section 4.4.3.2. Parmi ces modèles phénoménologiques, à approche basée sur la rigidité résiduelle, un seul a donné une courbe numérique de contrainte résiduelle fidèle à celle obtenue au cours de la campagne expérimentale (Figure C.2 dans Annexe C). Ce modèle est donné par la relation 4.27.

$$\frac{d(d)}{dN} = C_1 \cdot \left(\frac{\sigma_f}{\sigma_{TS}} \right) \cdot e^{-C_2 \cdot \frac{d}{\sqrt{\frac{\sigma_f}{\sigma_{TS}}}}} \quad (4.27)$$

Où (C_1, C_2) , σ_f et σ_{TS} sont respectivement les coefficients d'optimisation de SiDoLo aussi appelés «coefficients du modèle», la contrainte de flexion à l'élément de maillage le plus proche du centre de la face inférieure du modèle géométrique et la résistance à la traction obtenue expérimentalement à partir des essais à 10 mm/min. Avant le lancement de la procédure de modélisation de l'endommagement, la valeur de « σ_{TS} » est déterminée moyennant les résultats de la Figure 3.12 du chapitre 3. Ensuite, cette valeur, donnée dans la Table 4.3, est définie dans le fichier des paramètres créé par l'exécutable de construction (section 4.4.2).

Le modèle d'endommagement adopté (Relation 4.27) fonctionne correctement avec le critère donné par l'expression présentée ci-dessous. Ce critère définit, en fonction de la valeur de la variable «d», l'augmentation maximale d'endommagement autorisée à chaque point de Gauss. Le choix de la relation 4.28 est effectué en testant plusieurs critères pour chaque modèle d'endommagement proposé. Prendre un Δd relativement élevé donne un NJUMP élevé et, par conséquent, une qualité médiocre des résultats au début de la simulation de fatigue. Par contre, un Δd relativement bas donne un faible NJUMP, ce qui provoque l'augmentation du temps de calcul. La relation 4.28 résulte donc d'un choix judicieux pour assurer la bonne qualité des résultats tout en réduisant le temps de calcul.

$$\Delta d = \begin{cases} 10^{-10} & \text{si } d = 0 \\ 0,1 \cdot d & \text{si } 0 < d \leq 0,4 \\ 0,1 & \text{si } d > 0,4 \end{cases} \quad (4.28)$$

Il est important de mentionner, ici, que toutes les courbes expérimentales de la contrainte résiduelle, présentées dans le chapitre 3 et dans l'Annexe C, sont des tendances obtenues à partir des nuages de points. De ces tendances, des points ont été définis, formant ainsi des données exploitables pour la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du composite étudié (Figure 4.20a). Comme mentionné dans la section 4.4.3.2, ces données, représentant les courbes expérimentales, ont été modifiées afin de faciliter le processus d'optimisation. Après modification, les évolutions de la contrainte résiduelle, issues de la campagne de fatigue, sont caractérisées par une variation de la contrainte de flexion exprimée aux nombres de cycles simulés.

4.7 Évolution de la contrainte résiduelle

La fin de la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue du composite étudié se produit une fois que SiDoLo détermine l'écart minimal entre les courbes expérimentale et numérique de l'évolution de la contrainte résiduelle (où la contrainte de flexion au centre de la face inférieure de l'échantillon) en fonction du nombre de cycles. En utilisant le modèle d'endommagement de la relation 4.27 et en imposant un déplacement égal à 0,8 mm, la procédure de modélisation a besoin d'un temps CPU égal à 2781 minutes (environ 46 heures) et de huit itérations pour trouver cet écart minimal. La Figure 4.19a et la Figure 4.19b présentent la distribution de la contrainte de flexion sur la face inférieure du modèle géométrique, respectivement à $N = 1$ et à $N = 5063477$. De plus, il est important de mentionner que ces résultats représentent la dernière itération de la procédure de modélisation. En s'intéressant à la contrainte de flexion maximale (correspondant à la contrainte dans l'élément de maillage le plus proche du centre de la face inférieure du modèle géométrique « σ_f »), il est facile de remarquer qu'elle chute de 17,3 MPa à 12,8 MPa quand le nombre de cycles simulé passe de 1 à 5063477. En suivant l'évolution de « σ_f » à chaque nombre de cycles simulé, la courbe numérique de contrainte résiduelle est déterminée. La Figure 4.20b superpose cette courbe avec deux autres : celle issue d'un essai expérimental de fatigue, à 10 Hz de fréquence et 0,8 mm de niveau de déplacement, et celle obtenue par modification (courbe expérimentale modifiée) afin de faciliter le processus d'optimisation. À partir de cette figure, il est facile de remarquer que le type de l'évolution numérique de contrainte résiduelle est similaire à celui expérimental. De plus, il est possible d'en déduire que l'écart entre ces deux évolutions est très faible. Pour la phase de réduction graduelle, représentée par le palier, l'écart est de l'ordre de 0,71 MPa. Cette valeur ne représente que 5,20% de la contrainte moyenne expérimentale au niveau de la phase de réduction graduelle. Les valeurs expérimentale et numérique de la contrainte résiduelle à $N = 1$ sont respectivement égales à 20,49 MPa et 17,28 MPa. L'écart dans ce cas, égal à 3,21 MPa (15,67% de la contrainte expérimentale à $N = 1$), est plus important que celui au niveau de la phase de réduction graduelle. Par contre, cette différence n'est pas causée par un mauvais choix du modèle d'endommagement puisque, à $N = 1$, le matériau est considéré comme non endommagé ($d = 0$ au niveau de tous les points de Gauss). En effet, la valeur numérique initiale de « σ_f » est calculée moyennant une étude élastique non linéaire sur CODE_ASTER. Malgré la caractérisation du matériau avec une courbe de traction obtenue à une vitesse de 10 mm/min, la contrainte initiale, inchangée durant les itérations de la procédure de modélisation, reste inférieure à celle issue de la campagne expérimentale à 10 Hz. Ceci résulte de l'effet de la fréquence de sollicitation élevée sur le comportement du composite étudié, le rendant ainsi viscoélastique. En dépit de l'écart initial et en se basant sur le résultat de la Figure 4.20b, il est possible de conclure que l'utilisation du modèle d'endommagement adopté (Relation 4.27) dans la procédure de modélisation de la section 4.4.3.2 donne une description de qualité de la chute de la contrainte résiduelle à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm. De plus, à partir du résultat numérique de la Figure 4.20b, il est nécessaire d'ajouter que le NJUMP est faible dans la phase de baisse rapide et plus important dans celle de la réduction graduelle. Ceci s'explique par le fait que lorsque l'endommagement augmente rapidement

(1^{ère} phase de l'évolution de la contrainte résiduelle), la méthode de Cycle Jump donne un NJUMP assez petit pour assurer le bon suivi de l'évolution de l'endommagement et, par conséquent, une qualité du résultat final satisfaisante, se présentant sous forme de contrainte de flexion. Dans le cas contraire, caractérisé par une augmentation assez faible de l'endommagement durant la seconde phase de l'évolution de σ_f , la méthode de Cycle Jump donne un NJUMP relativement élevé pour réduire d'avantage le temps de calcul tout en assurant une bonne qualité des valeurs de la contrainte de flexion.

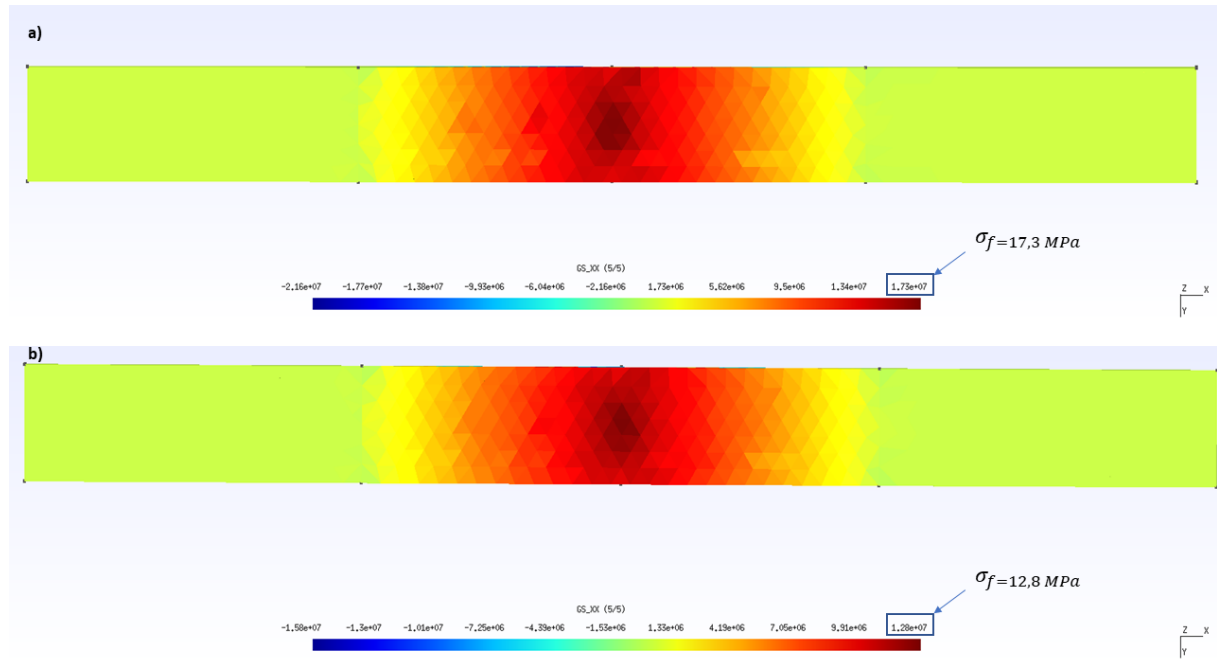
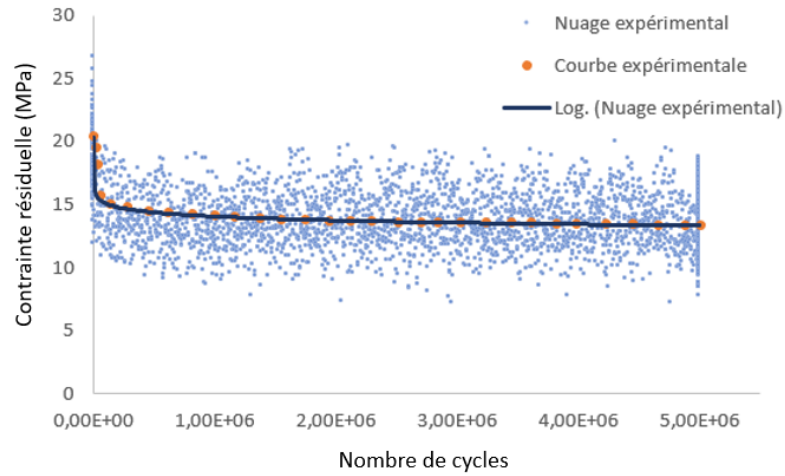
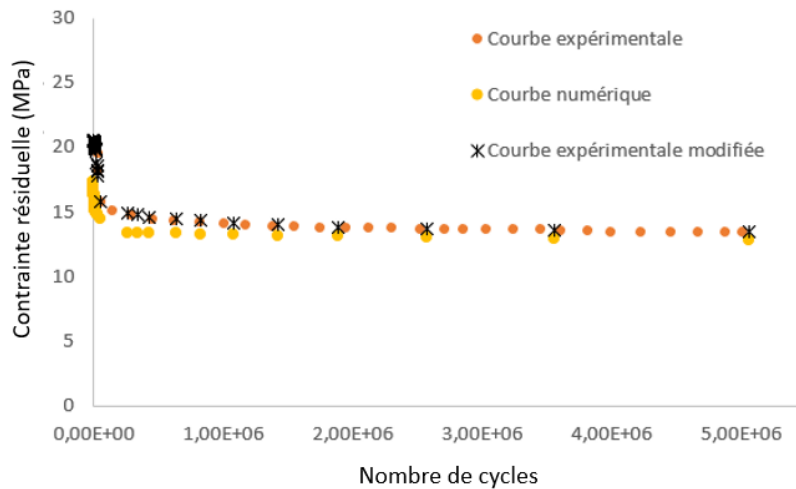


FIGURE 4.19 – Distribution de la contrainte de flexion sur la face inférieure du modèle géométrique, à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm (résultats obtenus à la dernière itération de la procédure de modélisation) : a) Pour $N = 1$; b) Pour $N = 5063477$



(a) Tendence et courbe expérimentale à 10 Hz de fréquence utilisée dans la procédure de modélisation de l'endommagement



(b) Superposition du résultat numérique avec ceux issus de la campagne expérimentale réalisée à 10 Hz de fréquence

FIGURE 4.20 – Résultats expérimentaux et celui numérique de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles, obtenus à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm

La Figure 4.21 met en évidence la courbe moyenne initiale de traction obtenue à partir de la relation 4.18, pour une variable d'endommagement par zone « d_{zone} » nulle. Cette courbe décrit celle issue d'un essai expérimental de traction à 10 mm/min et caractérise les sept zones du modèle géométrique à $N = 1$. Avec cette courbe, sept autres sont superposées dans la Figure 4.21. Ces dernières caractérisent les sept zones au dernier nombre de cycles simulé ($N = 5063477$). Elles sont déterminées en évaluant « d_{zone} » à chaque zone et en utilisant la relation 4.18. À partir de la Figure 4.21, la courbe de la zone 1, à $N = 5063477$, présente une forte similarité avec celle représentant

toutes les zones à $N = 1$. Cela s'explique par le fait que la première zone est celle qui est la moins sollicitée lors d'un essai cyclique de flexion et, par conséquent, elle reste non endommagée (ou presque). Par contre, les courbes des autres zones, à $N = 5063477$, présentent des écarts considérables par rapport à celle obtenue à $N = 1$. L'écart le plus important est observé avec l'évolution qui caractérise la zone 7 (zone la plus endommagée). Au dernier point de cette évolution, la différence est de 10,67 MPa. Ceci veut dire que la contrainte maximale de la courbe de traction, qui caractérise le centre de la face inférieure du modèle géométrique (faisant partie de la zone 7), chute de 31,83% en passant du premier au dernier cycle simulé.

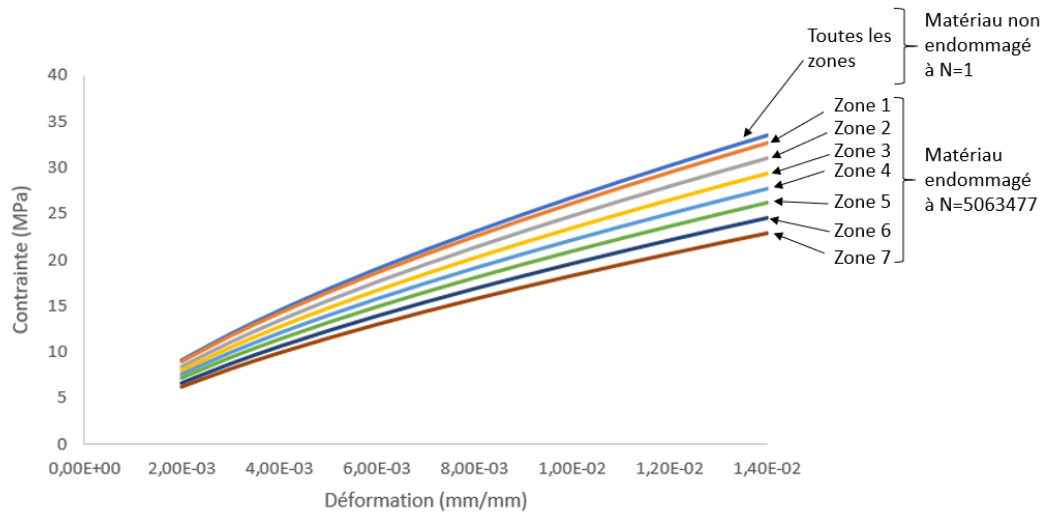


FIGURE 4.21 – Courbe moyenne initiale de traction (pour les sept zones) superposée avec celles qui caractérisent chaque zone à $N = 5063477$ et qui sont obtenues à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm

4.8 Validation et limite du modèle adopté

Afin de valider le modèle et le critère d'endommagement adoptés (Relation 4.27 et Relation 4.28), la procédure de modélisation de la section 4.4.3.2 a été utilisée en imposant d'autres niveaux de déplacement (0,6 mm et 1,4 mm). Les évolutions numériques trouvées, de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles, sont présentées dans la Figure 4.22. Ces évolutions sont jointes aux résultats expérimentaux obtenus aux mêmes niveaux de déplacement. De plus, les courbes données par la Figure 4.20b sont présentées dans la Figure 4.22. En regardant les résultats à 0,6 mm de déplacement, il est possible de constater que le type de l'évolution numérique de la contrainte résiduelle est identique à celui issu de la campagne expérimentale de fatigue. L'écart entre ces deux évolutions est très faible. En effet, cet écart est de 0,69 MPa au niveau de la phase de réduction graduelle, ce qui représente 5,87% de la valeur moyenne de la contrainte expérimentale à cette phase. Par contre, l'écart en question est plus important (0,94 MPa) au début de la phase de baisse rapide. Cette différence,

qui représente 6,28% de la contrainte expérimentale à $N = 1$, est moins importante que celle trouvée à un niveau de déplacement égal à 0,8 mm (section 4.7). D'après la section 4.7, à propos de la cause de cet écart à $N = 1$, il est possible de conclure que la diminution du niveau de déplacement provoque une chute de l'influence de la fréquence de sollicitation sur le comportement du matériau. Cela implique que plus le déplacement est faible, moins le comportement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau est visqueux (comportement purement élastique non linéaire). Les résultats numériques trouvés à 0,6 mm et 0,8 mm (Figure 4.22) permettent de valider le modèle d'endommagement adopté. Évidemment, il faut préalablement savoir que, pour une utilisation du critère présenté par la relation 4.28, ce modèle donne les évolutions numériques de la Figure 4.22. Dans le cas d'un changement de critère, le temps de calcul ou la qualité des résultats risquent respectivement d'augmenter et de se détériorer. Toutefois, le résultat numérique obtenu à 1,4 mm de déplacement (Figure 4.22) présente un écart très important par rapport à celui issu de la campagne expérimentale de fatigue. Dans la phase de réduction graduelle, l'écart est de 5,69 MPa (24,18% de la contrainte moyenne expérimentale du palier). Cette valeur est très élevée comparée à celles trouvées à 0,6 mm et 0,8 mm (0,69 MPa et 0,71 MPa respectivement). L'écart important au niveau du palier est causé par celui qui apparaît dès le début de la simulation numérique de fatigue à $N = 1$. En effet, la différence entre la contrainte initiale numérique et celle expérimentale est égale à 15,16 MPa (37,15% de la contrainte initiale expérimentale). Cette différence est si élevée que le modèle d'endommagement adopté et la procédure de modélisation n'arrivent pas à donner une phase de réduction graduelle qui suit celle de la campagne expérimentale. Comme mentionné dans la section 4.7, l'écart initial à $N = 1$ est causé par la fréquence de sollicitation ($f = 10\text{Hz}$) qui fait apparaître le comportement visqueux du matériau composite. Dans ce cas de figure, malgré l'utilisation d'une courbe de traction à 10 mm/min pour caractériser le matériau, la contrainte numérique initiale reste plus basse que celle expérimentale. À 1,4 mm de déplacement, l'écart initial est beaucoup plus élevé que celui trouvé à 0,6 mm et 0,8 mm (0,94 MPa et 3,21 MPa respectivement). Ceci peut s'expliquer par le fait que plus le niveau de déplacement est élevé, plus l'écart entre la valeur expérimentale et celle numérique est important. En se basant sur les résultats trouvés à 1,4 mm (Figure 4.22), il est possible de déduire que le travail effectué pour définir l'endommagement par fatigue du composite étudié présente des limites. Ce travail décrit bien la chute de la contrainte résiduelle à 0,6 mm et 0,8 mm, ce qui n'est pas le cas avec 1,4 mm de déplacement. Le problème provenant de l'écart entre la contrainte expérimentale et numérique à $N = 1$ (matériau non endommagé), il est facile de dire que les limites sont attribuées à la procédure de modélisation de la section 4.4.3.2 et non au modèle d'endommagement adopté. Dans cette procédure, le calcul éléments finis, à chaque nombre de cycles simulé, est réalisé en élasticité non linéaire. Pour des niveaux de déplacement assez importants, l'écart à $N = 1$ augmente à cause du comportement expérimental du matériau à 10 Hz, qui est davantage viscoélastique qu'élastique non linéaire.

À la fin de la procédure de modélisation de la section 4.4.3.2, des coefficients d'optimisation optimaux sont proposés par SiDoLo. À la dernière itération, ces coefficients (C_1 et C_2), se trouvant dans le modèle d'endommagement adopté, donnent l'écart minimal

entre les courbes numérique et expérimentale de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction du nombre de cycles. Pour les trois niveaux de déplacement imposés (0,6 mm ; 0,8 mm ; 1,4 mm), SiDoLo a proposé des valeurs presque égales. Ces valeurs ainsi que le nombre total des itérations d'optimisation sont donnés dans la Table 4.8. En se basant sur cette Table, il est possible de conclure que C_1 et C_2 sont des coefficients d'optimisation qui définissent le composite étudié. Quelle que soit la valeur du déplacement imposé, la procédure de modélisation donne les mêmes valeurs de C_1 et de C_2 tant que le type de matériau reste inchangé. Par conséquent, le modèle adopté peut être prédictif pour le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

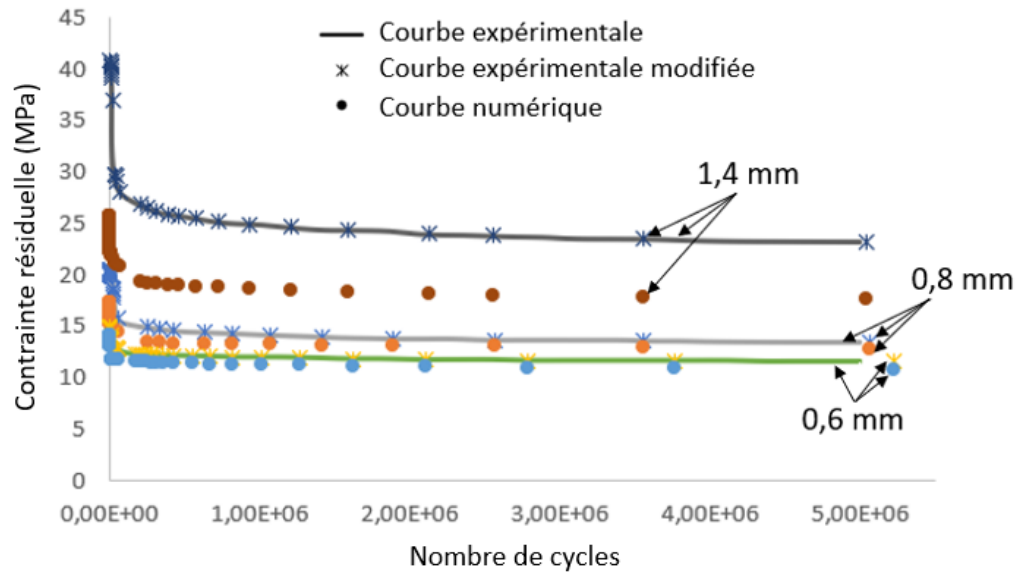


FIGURE 4.22 – Superposition des évolutions numériques et expérimentales de la contrainte résiduelle, trouvées avec différents niveaux de déplacement imposés (0,6 mm ; 0,8 mm ; 1,4 mm)

TABLE 4.8 – Valeurs des coefficients du modèle d'endommagement et celles du nombre des itérations d'optimisation, obtenues pour chacun des niveaux de déplacement imposés

Niveau de déplacement (mm)	C_1	C_2	Nombre itérations
0,6	$0,13 \cdot 10^{-2}$	17,12	5
0,8	$0,13 \cdot 10^{-2}$	17,11	8
1,4	$0,13 \cdot 10^{-2}$	17,12	5

4.9 Conclusion

Ce chapitre a permis de présenter les travaux numériques réalisés dans le cadre de ce projet de doctorat. Tout au long de la première partie, la méthodologie adoptée est présentée, que ce soit pour la modélisation de la cinétique de diffusion non-fickienne ou pour l'endommagement par fatigue. La deuxième partie de ce chapitre présente le modèle de diffusion non-fickienne adopté ainsi que les résultats numériques trouvés. À l'aide d'une procédure de modélisation définie dans la première partie, un processus d'optimisation a été effectué pour quatre températures d'immersion. Les résultats numériques obtenus, en termes de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion, suivent très bien ceux de l'expérimentation (présentés dans le chapitre 3). Dans le cadre de ce travail, les coefficients du modèle adopté n'ont pas été exprimés avec des relations analytiques. Ceci permet de conclure que ce modèle n'est pas prédictif, et par conséquent, le lancement d'une procédure de modélisation est nécessaire pour chaque étude ayant une température d'immersion différente de celles présentées dans ce travail. La troisième partie de ce chapitre a mis en évidence le modèle d'endommagement adopté. Ce modèle phénoménologique, basé sur l'approche de la rigidité résiduelle, est utilisé avec la méthode de Cycle Jump pour diminuer le temps de calcul tout en garantissant une bonne qualité du résultat. De plus, le modèle adopté définit le taux de croissance de l'endommagement et dépend de la contrainte de flexion au voisinage du centre de la face inférieure du modèle géométrique et de la variable «d». En utilisant ce modèle dans la procédure de modélisation de la première partie, la courbe numérique de la contrainte résiduelle est déterminée. À partir des résultats trouvés à trois niveaux de déplacement imposés, il a été possible de valider le choix du modèle et de la procédure de modélisation avec deux déplacements (0,6 mm et 0,8 mm). Par contre, la troisième valeur (1,4 mm) a mis en lumière les limites de la procédure utilisée dans la détermination de la chute de la contrainte résiduelle du matériau étudié lors d'un essai de fatigue. Aussi, le travail effectué dans la modélisation de l'endommagement a permis de constater que le modèle adopté peut être prédictif pour le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau.

Chapitre 5

Conclusions générales et perspectives

5.1 Conclusions générales

Les composites à fibres naturelles attirent de plus en plus l'intérêt des chercheurs grâce à leurs avantages tel que la basse densité, les propriétés mécaniques intéressantes et la structure chimique moins nocive envers l'environnement. En dépit de cet intérêt porté par les chercheurs sur ce type de composites, leur utilisation reste tout de même assez limitée à cause d'un manque de connaissance de leur comportement en présence d'humidité ainsi que leur durabilité en termes de fatigue. Dans ce cadre, ce projet de doctorat s'est fixé plusieurs objectifs : déterminer le comportement en fatigue, sous chargement de flexion, du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, évaluer l'effet du vieillissement hygrothermique sur ce comportement, modéliser la cinétique de diffusion d'humidité dans ce composite et modéliser l'endommagement par fatigue du matériau étudié. Une fois ces objectifs atteints, un pas très important sera réalisé dans le développement d'un nouveau matériau composite, destiné à des applications actuellement dominées par les plastiques techniques (exemple : transmission de puissance). Pour atteindre ces objectifs une méthodologie bien précise a été adoptée. Cette méthodologie divise ce projet en deux grandes parties : partie expérimentale et partie numérique. La première et la seconde partie sont réalisées afin de répondre, respectivement, aux deux premiers et aux deux derniers objectifs fixés.

Le chapitre 3 regroupe l'ensemble des résultats obtenus au cours de la partie expérimentale de ce projet de doctorat. Cette partie a démontré que le HCFS du composite étudié reste inchangé en augmentant la fréquence de sollicitation de 10 Hz à 15 Hz. De plus, la comparaison des résultats trouvés en quasi-statiques et en fatigue par rapport à ceux du Nylon, a permis de remarquer que le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau offre des propriétés mécaniques intéressantes, comparées à celles de certains types de Nylon (Nylon 6/66 et Nylon 11). En vieillissant hygrothermiquement quelques échantillons de flexion et en réalisant, par la suite, des essais quasi-statiques et de fatigue, il a été possible de révéler que ce type de vieillissement engendre une baisse du HCFS du nouveau composite (à $f = 10Hz$) sans affecter ses propriétés mécaniques

en flexion quasi-statique. La baisse du HCFS, après vieillissement hygrothermique, a été investiguée par le biais des essais IRTF/ATG et d'observations microscopiques. Les essais IRTF et ATG ont montré, respectivement, que le vieillissement hygrothermique n'affecte pas la composition chimique et la stabilité thermique du matériau composite. Par contre, les observations microscopiques ont révélé que ce type de vieillissement provoque la création de nouveaux mécanismes d'endommagement comme la décohésion fibres/matrice et le décollement des fibres. Le changement au niveau des mécanismes d'endommagement peut représenter la cause directe de la chute du HCFS du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau.

Pour la partie numérique du projet, les résultats sont présentés dans le chapitre 4. Cette partie a déterminé un nouveau modèle de diffusion non-fickienne. Les nouveautés apportées dans ce travail sont : le modèle lui-même qui dépend de la concentration en humidité ainsi que la température d'immersion et la procédure de modélisation qui fait intervenir un calcul itératif de telle sorte que le coefficient de diffusion change au niveau des noeuds, en passant d'une itération à une autre. À partir de cette procédure de modélisation (chapitre 4), un processus d'optimisation a été effectué pour quatre températures d'immersion. Les résultats numériques obtenus, en termes de prise de masse en fonction de la racine carrée du temps d'immersion, suivent fidèlement les données expérimentales (chapitre 3). Par contre, les coefficients du modèle adopté n'ont pas été exprimés avec des relations analytiques. Ceci permet de conclure que ce modèle n'est pas prédictif, et par conséquent, le lancement d'une procédure de modélisation est nécessaire pour chaque étude ayant une température d'immersion différente de celles présentées dans ce travail. De plus, la partie numérique de ce projet de doctorat a permis de proposer un nouveau modèle qui traduit l'endommagement du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau durant un essai de fatigue sous chargement de flexion. Ce modèle phénoménologique, basé sur l'approche de la rigidité résiduelle, est utilisé avec la méthode de Cycle Jump pour réduire le temps de calcul tout en garantissant une bonne qualité du résultat final. Le modèle adopté définit le taux de croissance de l'endommagement et dépend de la contrainte de flexion au voisinage du centre de la face inférieure du modèle géométrique « σ_f » ainsi que de la variable « d ». En utilisant ce modèle dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue (Chapitre 4), la courbe numérique de la contrainte résiduelle est déterminée. À partir des résultats trouvés à trois niveaux de déplacement imposés, il a été possible de valider le choix du modèle et de la procédure de modélisation avec deux déplacements (0,6 mm et 0,8 mm). Par contre, le troisième niveau (1,4 mm) a permis de mettre en évidence les limites de cette procédure, utilisée dans la détermination de la chute de la contrainte de flexion « σ_f » du matériau étudié. Toutefois, quelle que soit la valeur choisie du niveau de déplacement, les coefficients d'optimisation proposés par SiDoLo à la fin de la procédure de modélisation (C_1 , C_2) restent inchangés. Cela a permis de conclure que ces coefficients servent à caractériser le PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau et que le modèle adopté est prédictif pour ce type de matériau.

5.2 Perspectives

Ce projet de doctorat a permis de caractériser sous plusieurs facettes la durabilité du PEHD renforcé avec 40%wt de fibres courtes de bouleau. Toutefois, comme avec toutes recherches scientifiques, les résultats présentés dans ce travail, que ce soit expérimentaux ou numériques, peuvent représenter le point de départ pour d'autres travaux de recherche. Dans la partie expérimentale de ce projet de doctorat, les tests de vieillissement hygrothermique ont été réalisés une seule fois (un seul cycle) avant de performer les essais mécaniques (quasi-statique et de fatigue). Ainsi, il sera intéressant d'étudier l'effet d'un vieillissement hygrothermique cyclique sur le comportement mécanique du matériau étudié. Ceci se justifie par le fait que les pièces mécaniques, comme les engrenages, peuvent subir plusieurs cycles d'humidité/séchage avant et pendant leur fonctionnement. Aussi, il pourrait être intéressant d'étudier le comportement en fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau en présence de l'humidité. Afin de garder un taux d'humidité constant tout au long d'un essai de fatigue, il est possible d'utiliser une chambre environnementale avec la machine MTS. De plus, il serait pertinent d'utiliser la technique d'émission acoustique, non seulement pour déterminer l'énergie acoustique durant un essai de fatigue, mais aussi pour identifier les mécanismes d'endommagement ainsi que leur amplitude et les attribuer à chacune des phases détectées dans l'évolution de la contrainte résiduelle. Durant ce projet de doctorat, ce type de mesures a été effectué mais la taille des données acoustiques et le manque de temps ont représenté un obstacle incontournable devant l'interprétation de ces résultats. En ce qui concerne la partie numérique, il sera pertinent de valider le modèle de diffusion adopté avec le polyéthylène haute densité renforcé avec des taux de fibres de bouleau différents de 40%wt. Pour effectuer cette tâche, il est impératif de réaliser d'abord des essais d'immersion sur ces matériaux afin de récupérer leurs courbes expérimentales de prise de masse. L'utilisation d'autres taux de fibres peut aider à exprimer les coefficients du modèle de diffusion en fonction de ce taux et de la température d'immersion. De plus, il sera nécessaire de porter des améliorations dans la procédure de modélisation de l'endommagement par fatigue. Comme mentionné dans le chapitre 4, cette procédure effectue un calcul éléments finis en élasticité non linéaire. Dans le cas où le niveau de déplacement est élevé, l'utilisation d'une fréquence de sollicitation de 10 Hz fait apparaître le comportement visqueux du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau. Par conséquent, le calcul élastique non linéaire ne décrit plus parfaitement le premier cycle de l'essai de fatigue. Pour résoudre ce problème, deux solutions sont possibles : prendre en considération le comportement visqueux du matériau au niveau du calcul éléments finis ou utiliser une courbe de traction caractérisant le matériau soumis à une fréquence égale à 10 Hz.

Liste des contributions scientifiques

Articles de journaux

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “New Non-Fickian diffusion kinetic model for short-natural-fiber-reinforced composite.” En rédaction

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Bending fatigue damage modelling of short-natural-fiber-reinforced composite.” En rédaction

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Hygrothermal aging effects on mechanical and fatigue behaviors of a short-natural-fiber-reinforced composite.” Publié dans la revue internationale : International Journal of Fatigue, Vol 108, 96-108, 2018.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Fatigue life and residual strength of a short-natural-fiber-reinforced plastic vs Nylon.” Publié dans la revue internationale : Composites Part B, Vol 110, 429-441, 2017.

Articles de conférences internationales

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Long-term damage of high density polyethylene reinforced with short birch fibers.” Article accepté dans : 25th Annual International Conference on Composites/Nano Engineering, Rome-Italie, 16-22 juillet 2017.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Experimental study of the effect of hygrothermal aging on fatigue of a natural fiber composite.” Article accepté dans : 20th International Conference on Composite Materials, Copenhagen-Danemark, 19-24 juillet 2015.

Affiches et présentations scientifiques

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Étude expérimentale et numérique du comportement à long terme d’un composite à fibres naturelles courtes.” Poster présenté dans le cadre du colloque scientifique organisé par le centre de recherche sur les systèmes polymères et composites à haute performance (CREPEC), Université McGill, Automne 2017.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Long-term damage of high density Polyethylene reinforced with short birch fibers.” Présentation scientifique réalisée dans le cadre de la conférence internationale « 25th Annual International Conference on Composites/Nano Engineering », Rome (Italie), juillet 2017.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Étude expérimentale et numérique de l’endommagement à long terme d’un composite à fibres naturelles courtes.” Poster présenté dans le cadre du concours d’affiches scientifiques, Université de Québec à Trois-Rivières, mars 2017 (**1^{er} prix du département de génie mécanique**).

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Comportement en fatigue d’un composite à fibres naturelles : Polyéthylène/Bouleau.” Poster présenté dans le cadre du colloque scientifique organisé par le Centre de Recherche sur les Matériaux Renouvelables (CRMR), Université de Québec en Abitibi-Témiscamingue, Été 2016.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Comportement en fatigue d’un composite à fibres naturelles : Polyéthylène/Bouleau.” Poster présenté dans le cadre du concours d’affiches scientifiques, Université de Québec à Trois-Rivières, mars 2016 (**2^{ème} prix du département de génie mécanique**).

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Comportement en fatigue d’un composite à fibres naturelles : Polyéthylène/Bouleau.” Poster présenté dans le cadre des colloques scientifiques organisés par le Centre de Recherche sur les Matériaux Renouvelables (CRMR) et le centre de recherche sur les systèmes polymères et composites à haute performance (CREPEC), Université Laval et École de Technologie Supérieure (ETS), Automne 2015.

Mahdi Mejri, Lotfi Toubal, Jean-Christophe Cuillière, Vincent François. “Experimental study of the effect of hygrothermal aging on fatigue of a natural fiber composite.” Présentation scientifique réalisée dans le cadre de la conférence internationale : « 20th International Conference on Composite Materials », Copenhague (Danemark), été 2015.

Organisation de colloque

Étant membre du comité étudiant du Centre de recherche sur les systèmes polymères et composites à haute performance (CREPEC), nous avons eu la chance d’organiser deux colloques scientifiques : le premier à l’Université McGill (été 2017) et le second à Polytechnique Montréal (été 2018).

Bibliographie

- [1] J. Biagiotti, D. Puglia, and J. M. Kenny. A review on natural fibre-based composites - part I : Structure, processing and properties of vegetable fibres. *Journal of Natural Fibers*, 1(2) :37–68, 2004.
- [2] H. Ku, H. Wang, N. Pattarachaiyakoo, and M. Trada. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B : Engineering*, 42(4) :856–873, 2011.
- [3] D. U. Shah. Developing plant fibre composites for structural applications by optimising composite parameters : A critical review. *Journal of Materials Science*, 48(18) :6083–6107, 2013.
- [4] D. U. Shah. Natural fibre composites : Comprehensive ashby-type materials selection charts. *Materials and Design*, 62 :21–31, 2014.
- [5] P. P. Kärenlampi, P. Tynjälä, and P. Ström. Off-axis fatigue loading of steamed wood. *International Journal of Fatigue*, 24(12) :1235–1242, 2002.
- [6] P. P. Kärenlampi, P. Tynjälä, and P. Ström. Molecular fatigue in steamed wood. *International Journal of Fatigue*, 25(6) :489–497, 2003.
- [7] Bo. Madsen and E. Kristofer. Gamstedt. Wood versus plant fibers : Similarities and differences in composite applications. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2013 :1–14, 2013.
- [8] M. D. H. Beg and K. L. Pickering. Mechanical performance of kraft fibre reinforced polypropylene composites : Influence of fibre length, fibre beating and hygrothermal ageing. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(11) :1748–1755, 2008.
- [9] M. D. H. Beg and K. L. Pickering. Reprocessing of wood fibre reinforced polypropylene composites. part II : Hygrothermal ageing and its effects. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(9) :1565–1571, 2008.
- [10] PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG)/Consultic Marketing and Industrieberatung GmbH. World plastics production grows. https://www.plasticseurope.org/application/files/7815/1689/9295/2013plastics_the_facts_PubOct2013.pdf, 2012.
- [11] F. Mijiyawa, D. Koffi, B. V. Kokta, and F. Erchiqui. Formulation and tensile characterization of wood-plastic composites : Polypropylene reinforced by birch and aspen fibers for gear applications. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 28(12) :1675–1692, 2014.

-
- [12] Ashby. Michael, Shercliff. Hugh, and Cebon. David. *Matériaux : Ingénierie, science, procédé et conception*. Presses polytechniques et universitaires romandes, 2013.
- [13] PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG)/Consultic Marketing and Industrieberatung GmbH. Triangle des thermoplastiques par structure, performance et prix. <http://slideplayer.com/slide/11348754/>, 2010.
- [14] H.S. Costa. Thais, L. Carvalho. Daisy, C.S. Souza. Denise, M.B.Coutinho. Fernanda, Carlos Pinto. José, and V. Kokta. Bohuslav. Statistical experimental design and modeling of polypropylene–wood fiber composites. *Polymer testing*, 19 :419–428, 2000.
- [15] R. Gu and B.V. Kokta. Maximization of the mechanical properties of birch polypropylene composites with additives by statistical experimental design. *Journal of thermoplastic composite materials*, 23 :239–263, 2010.
- [16] R. Gu and B.V. Kokta. Effects of antioxidant and initiator on the mechanical properties of polypropylene-aspen composites. *Journal of thermoplastic composite materials*, 21 :175–189, 2008.
- [17] R. Gu and B.V. Kokta. Effect of independent variables on mechanical properties and maximization of aspen-polypropylene composites. *Journal of thermoplastic composite materials*, 21 :27–50, 2008.
- [18] R. Gu and B.V. Kokta. Mechanical properties of PP composites reinforced with BCTMP aspen fiber. *Journal of thermoplastic composite materials*, 23 :513–542, 2010.
- [19] A. Nourbakhsh, B.V. Kokta, A. Ashori, and A. Jahan-Latibari. Effect of a novel coupling agent, polybutadiene isocyanate, on mechanical properties of wood-fiber polypropylene composites. *Journal of reinforced plastics and composites*, 27 :1679–1687, 2008.
- [20] R. Gu, B.V. Kokta, and G. Chalupova. Effect of variables on the mechanical properties and maximization of polyethylene-aspen composites by statistical experimental design. *Journal of thermoplastic composite materials*, 22 :633–649, 2009.
- [21] Alencar. Bravo, Lotfi. Toubal, Demagna. Koffi, and Fouad. Erchiqui. Damage characterization of bio and green polyethylene–birch composites under creep and cyclic testing with multivariable acoustic emissions. *Materials*, 8(11) :7322–7341, 2015.
- [22] A. Bravo, L. Toubal, D. Koffi, and F. Erchiqui. Development of novel green and biocomposite materials : Tensile and flexural properties and damage analysis using acoustic emission. *Materials and Design*, 66(PA) :16–28, 2015.
- [23] A. Bravo, L. Toubal, D. Koffi, and F. Erchiqui. Characterization of tensile damage for a short birch fiber-reinforced polyethylene composite with acoustic emission. *International Journal of Material Science*, 3(3) :79–89, 2013.
- [24] Caramitu. A.R, Zaharescu. T, Mitrea. S, Tsakiris. V, Sbarcea. G, Patroi. D, and Avadanei. L. Study regarding mechanical, thermal and structural properties of

- some elastomeric polyamide blends destined to cable insulating. *International symposium on fundamentals of Electrical Engineering*, 2014.
- [25] S. O. Akande, K. W. Dalgarno, J. Munguia, and J. Pallari. Assessment of tests for use in process and quality control systems for selective laser sintering of polyamide powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 229 :549–561, 2016.
 - [26] Farizah. Hamid, Suffiyana. Akhbar, and K. H. Ku. Halim. Mechanical and thermal properties of polyamide 6/HDPE-g- MAH/high density polyethylene. *Procedia Engineering*, 68 :418–424, 2013.
 - [27] A. Hassan, N. M. Salleh, R. Yahya, and M. R. K. Sheikh. Fiber length, thermal, mechanical, and dynamic mechanical properties of injection-molded glass-fiber/polyamide 6,6 : plasticization effect. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 30(6) :488–498, 2011.
 - [28] Amanda Melissa Damião. Leite, Larissa Fernandes. Maia, Osanildo Damião. Pereira, Edcleide Maria. Araújo, Helio de Lucena. Lira, and Walman Benicio. de Castro. Mechanical properties of nylon 6/brazilian clay nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 495(2) :596–597, 2010.
 - [29] Shaoxiong. Liang, Hedi. Nouri, and Eric. Lafranche. Thermo-compression forming of flax fibre-reinforced polyamide 6 composites : influence of the fibre thermal degradation on mechanical properties. *Journal of Materials Science*, 50(23) :7660–7672, 2015.
 - [30] Kevin. Magniez, Rahim. Iftikhar, and Bronwyn L. Fox. Properties of bio-based polymer nylon 11 reinforced with short carbon fiber composites. *Polymer Composites*, 36(4) :668–674, 2015.
 - [31] Lidija. Mancic, Renata F. M. Osman, Antonio M. L. M. Costa, Jose R. M. d’Almeida, Bojan A. Marinkovic, and Fernando C. Rizzo. Thermal and mechanical properties of polyamide 11 based composites reinforced with surface modified titanate nanotubes. *Materials and Design*, 83 :459–467, 2015.
 - [32] Rym. Taktak, Noamen. Guermazi, Jihed. Derbeli, and Nader. Haddar. Effect of hygrothermal aging on the mechanical properties and ductile fracture of polyamide 6 : Experimental and numerical approaches. *Engineering Fracture Mechanics*, 148 :122–133, 2015.
 - [33] Yuexin. Wang, Shengxian. Liu, Qian. Zhang, and Qing. Meng. In situ polymerization to prepare graphene-toughened monomer cast nylon composites. *Journal of Materials Science*, 50(19) :6291–6301, 2015.
 - [34] A. Launay, M. H. Maitournam, Y. Marco, and I. Raoult. Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide – part I : Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response. *International Journal of Fatigue*, 47 :382–389, 2013.
 - [35] Tephany. Christophe. *Analyse de la formabilité de renforts composites à base de fibres naturelles*. UNIVERSITÉ D’ORLÉANS, 2014.
 - [36] Rowell. R.M, Young. R.A, and Rowell. J.K. *Paper and composites from agro-based resources*. Lewis publishers, 1997.

-
- [37] Biermann. C.J. *Handbook of pulping and papermaking*. Academic Press, 1996.
- [38] D. Myja. *Impact de l'oxydation Tempo lors de la mise en pâte thermomécanique*. Université de Québec à Trois-Rivières, 2016.
- [39] Michaud. Franck. *Rhéologie de panneaux composites bois/thermoplastiques sous chargement thermomécaniques*. Université de Bordeaux I, Bordeaux (France), 2003.
- [40] Geneau. Céline. *Procédé d'élaboration d'agromateriau composite naturel par extrusion bivis et injection moulage de tourteau de tournesol*. Institut national polytechnique de Toulouse, 2006.
- [41] B.V. Kotka, C. Daneault, and A.D. Beshay. Use of grafted aspen fibers in thermoplastic composites IV :effects of extreme conditions on mechanical properties of polyethylene composites. *Polymer Composites*, 7 :337–348, 1986.
- [42] A.B. Oladipo, I.S. Wichman, and J.V. Beck. Experimental investigation of the thermal properties of wood fiber/thermoplastic composites. *Journal of composite materials*, 33 :480–495, 1999.
- [43] A.D. Beshay, B.V. Kotka, and C. Daneault. Use of wood fibers in thermoplastic composites II :polyethylene. *Polymer composites*, 6 :261–271, 1985.
- [44] A.B. Oladipo and I.S. Wichman. Experimental study of opposed flow flame spread over wood fiber/thermoplastic composite materials. *Combustion and Flame*, 118 :317–326, 1999.
- [45] K. Yam, V. Kalyankai, S. Selke, and C. Lai. Mechanical properties of wood fiber/recycled HDPE composites. *ANTEC*, pages 1809–1811, 1998.
- [46] S.Fabiyi. James, G.McDonald. Armando, P.Wolcott. Michael, and R.Griffiths. Peter. Wood plastic composites weathering : Visual appearance and chemical changes. *Polymer Degradation and Stability*, 93 :1405–1414, 2008.
- [47] Wei. Liqing, G.McDonald. Armando, Freitag. Camille, and J.Morrell. Jeffrey. Effects of wood fiber esterification on properties, weatherability and biodurability of wood plastic composites. *Polymer Degradation and Stability*, 98 :1348–1361, 2013.
- [48] Krishnan. Jayaraman and Debes. Bhattacharyya. Mechanical performance of woodfibre–waste plastic composite materials. *Resources, Conservation and Recycling*, 41(4) :307–319, 2004.
- [49] Sretenovic. Aleksandra, Muller. Ulrich, and Gindl. Wolfgang. Mechanism of stress transfer in a single wood fibre-LDPE composite by means of electronic laser speckle interferometry. *Composites*, 37 :1406–1412, 2006.
- [50] Sain. M.M, Balatinecz. J, and Law. S. Creep fatigue in engineered wood fiber and plastic compositions. *Journal of Applied Polymer Science*, 77 :260–268, 1999.
- [51] F.M.B. Coutinho and T.H.S. Costa. Performance of polypropylene-wood fiber composites. *Polymer testing*, 18 :581–587, 1999.
- [52] M. Kazayawoko, J.J. Balatinecz, and L.M. Matuana. Surface modification and adhesion mechanisms in wood fiber-polypropylene composites. *Journal of materials science*, 34 :6189–6199, 1999.

- [53] V. N. Hristov, R. Lach, and W. Grellmann. Impact fracture behavior of modified polypropylene/wood fiber composites. *Polymer Testing*, 23(5) :581–589, 2004.
- [54] Andrzej K. Bledzki and Omar. Faruk. Creep and impact properties of wood fibre–polypropylene composites : influence of temperature and moisture content. *Composites Science and Technology*, 64(5) :693–700, 2004.
- [55] A. K. Bledzki, P. Franciszczak, Z. Osman, and M. Elbadawi. Polypropylene biocomposites reinforced with softwood, abaca, jute, and kenaf fibers. *Industrial Crops and Products*, 70 :91–99, 2015.
- [56] M.M. Sain, B.V. Kotka, and C. Imbert. Structure property relationships of wood fiber filled polypropylene composite. *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, 33 :89–104, 1994.
- [57] Byung-Dae. Park and John J. Balatinecz. Short term flexural creep behavior of wood-fi ber/polypropylene composites. *Polymer Composites*, 19, 1998.
- [58] Ansari. Farhan, Granda. Luis.A, Joffe. Roberts, Berglund. Lars.A, and Vilaseca. Fabiola. Experimental evaluation of anisotropy in injection molded polypropylene/wood fiber biocomposites. *Composites : Part A*, 96 :147–154, 2017.
- [59] Ahmed. Fotouh, John D. Wolodko, and Michael G. Lipsett. Fatigue of natural fiber thermoplastic composites. *Composites Part B : Engineering*, 62 :175–182, 2014.
- [60] A. Fotouh and J. Wolodko. Fatigue behavior of natural fiber reinforced thermoplastic composites in dry and wet environments. *Proceedings of the ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, 2011.
- [61] A.L.N. Inacio, R.C. Nonato, and B.C. Bonse. Recycled PP/EPDM/talc reinforced with bamboo fiber : Assessment of fiber and compatibilizer content on properties using factorial design. *Polymer Testing*, 61 :214–222, 2017.
- [62] Berrehili. Abdelmoutalib. *Comportement cyclique et tenue en fatigue sous chargement multiaxial d’un polyéthylène : expériences et critère d’endurance*. Ecole nationale supérieure de mécanique et d’aérotechnique, Poitiers (France), 2010.
- [63] Bouaïcha. Amine. *Étude de la fatigue d’un bras de suspension en alliage d’aluminium A357 semi-solide élaboré selon le procédé SEED*. Université du Québec à Chicoutimi, 2012.
- [64] L. Aldon. *Travaux dirigés de science des matériaux : semestre 1*. Université de Montpellier 2, 2014.
- [65] Toubal. Lotfi. *Approches analytique et expérimentale de l’endommagement par fatigue d’un composite carbone/epoxy*. Université de Toulouse 3, 2004.
- [66] Jabbado. Mohamed. *Fatigue polycyclique des structures métalliques : durée de vie sous chargements variables*. École polytechnique de Paris, 2006.
- [67] Liang. Shaoxiong. *Étude de comportement en fatigue des composites renforcés par fibres végétales : prise en compte de la variabilité des propriétés*. Université de Bourgogne, 2012.
- [68] T. Kebir and M. Medina. *Nocivité des défauts sur la durée de vie en fatigue des pipelines*. Université Djillali El Liabes de Sidi-Bel-Abbes, 2011.

- [69] Y. Lin. On fatigue damage accumulation and material degradation in composite materials. *Composites Science and Technology*, 36 :339–350, 1989.
- [70] I. Raphael, N. Saintier, L. Laiarinandrasana, and G. Robert. Investigation of the fatigue behavior of notched reinforced thermoplastics. *MATEC Web of Conferences, Fatigue 2018*, 2018.
- [71] N. Jiang, T. Yu, and Y. Li. Effect of hydrothermal aging on injection molded short jute fiber reinforced poly(lactic acid)(PLA) composites. *Journal of Polymers and the Environment*, 26 :3176–3186, 2018.
- [72] Cédric. Thomas. *Étude des mécanismes d'endommagement des composites à fibres de carbone/matrice polyamide : application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV*. École nationale supérieure des mines de Paris, 2011.
- [73] Vincent. Carmona. *Étude de l'endommagement de matériaux composites par tomographie X et émission acoustique*. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.
- [74] J. Rossignol, M.L. Pastor, and A. Thionnet. Détection d'endommagement dans les composites à l'aide d'une technologie utilisant des micro-ondes et par thermographie infrarouge. *Matériaux 2010, Nantes (France)*, 2010.
- [75] Chou. Tsu. Wei. *Microstructure design of fibre composite*. Cambridge university press, 1992.
- [76] Nouri. Hedi. *Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composite à matrice thermoplastique*. École nationale supérieure d'Arts et Métiers, 2009.
- [77] Rakotoarisoa. C. *Prévision de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock*. Université de technologie de Compiègne, 2013.
- [78] W. Van Paepegem. *Development and finite element implementation of a damage model for fatigue of fibre-reinforced polymers*. Ghent University, 2002.
- [79] B. Budiansky and R.J. O'Connell. Elastic moduli of a cracked solid. *International journal of solids and structures*, 12 :81–97, 1976.
- [80] F. Lene and D. Leguillon. Homogenized constitutive law for a partially cohesive composite material. *International journal of solids and structures*, 18 :443–458, 1982.
- [81] Nouri. H, Meraghni. F, and Lory. P. Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics. *International Journal of Fatigue*, 31 :934–942, 2009.
- [82] Meraghni. F, Nouri. H, Bourgeois. N, Czarnota. C, and Lory. P. Parameters identification of fatigue damage model for short glass fiber reinforced polyamide (PA6-GF30) using digital image correlation. *Procedia Engineering*, 10 :2110–2116, 2011.
- [83] A. Gasser, P. Ladeveze, and P. Peres. Damage modelling for a laminated ceramic composite. *Materials Science and Engineering*, 250 :249–255, 1998.

-
- [84] G. Ladevèze, P. and Lubineau. On a damage mesomodel for laminates : micro-meso relationships, possibilities and limits. *Composites Science and Technology*, 61 :2149–2158, 2001.
- [85] M.Q. Le, H. Bainier, D. Néron, and P. Ha-Minh, C. and Ladevèze. On matrix cracking and splits modeling in laminated composites. *Composites Part A*, 115 :294–301, 2018.
- [86] Avanzini. A, Donzella. G, and Gallina. D. Fatigue damage modelling of peek short fiber composites. *Procedia Engineering*, 10 :2052–2057, 2011.
- [87] Avanzini. A, Donzella. G, Gallina. D, Pandini. S, and Petrogalli. C. Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites. *Composites*, 45 :397–406, 2013.
- [88] Nguyen. Ba Nghiep and Khaleel. Mohammed A. A mechanistic approach to damage in short-fiber composites based on micromechanical and continuum damage mechanics descriptions. *Composites Science and Technology*, 64 :607–617, 2004.
- [89] Laws. N, Dvorak. G.J, and Hejazi. M. Stiffness changes in unidirectional composites caused by crack systems. *Mechanics of Materials*, pages 2–37, 1983.
- [90] Renard. J, Favre. J.P, and Jeggy. T. Influence of transverse cracking on ply behavior : Introduction of a characteristic damage variable. *Composites Science and Technology*, 1993.
- [91] Van Paepegem. W, Degrieck. J, and De Baets P. Finite element approach for modelling fatigue damage in fiber-reinforced composite materials. *Composite Materials*, 32 :575–588, 2001.
- [92] Van Paepegem. W and Degrieck. J. Fatigue degradation modelling of plain woven glass/epoxy composites. *Composites*, 32 :1433–1441, 2001.
- [93] Rouison. D, Couturier. M, Sain. M, Macmillan. B, and Balcom. B.J. Water absorption of hemp fiber/unsaturated polyester composites. *Polymer Composites*, 26 :509–525, 2005.
- [94] Bensalem. K, Toubal. L, Cuillière. J.C, François. V, and Gning. P.B. Experimental and numerical studies of hygrothermal aging of short hemp fibers/polypropylene composite.
- [95] Dana. Hossein Ramezani, Perronnet. Annick, Fréour. Sylvain, Casari. Pascal, and Jacquemin. Frédéric. Identification of moisture diffusion parameters in organic matrix composites. *Journal of Composite Materials*, 47 :1081–1092, 2013.
- [96] S. Panthapulakkal and M. Sain. Studies on the water absorption properties of short hemp-glass fiber hybrid polypropylene composites. *Journal of Composite Materials*, 41(15) :1871–1883, 2007.
- [97] Joliff. Y, Rekik. W, Belec. L, and Chailan. J.F. Study of the moisture/stress effects on glass fiber/epoxy composite and the impact of the interphase area. *Composite structures*, 108 :876–885, 2014.
- [98] Jiang. Xu, Kolstein. Henk, and Bijlaard. Frans S.K. Moisture diffusion in glass-fiber-reinforced polymer composite bridge under hot/wet environment. *Composites*, 45 :407–416, 2013.

- [99] Jiang. Xu, Kolstein. Henk, and Bijlaard. Frans S.K. Moisture diffusion and hygrothermal aging in pultruded fiber reinforced polymer composites of bridge decks. *Materials and Design*, 37 :304–312, 2012.
- [100] Bensalem. Karim. *Étude expérimentale et numérique du vieillissement hygrothermique d'un composite en polypropylène renforcé par des fibres courtes de chanvre*. Université de Québec à Trois-Rivières, 2014.
- [101] Crank. J. *The mathematics of diffusion*. Oxford university press, 1979.
- [102] L. Toubal, J. C. Cuillère, K. Bensalem, V. Francois, and P. B. Gning. Hygrothermal effect on moisture kinetics and mechanical properties of hemp/polypropylene composite : Experimental and numerical studies. *Polymer Composites*, 37(8) :2342–2352, 2016.
- [103] C. P. L. Chow, X. S. Xing, and R. K. Y. Li. Moisture absorption studies of sisal fibre reinforced polypropylene composites. *Composites Science and Technology*, 67(2) :306–313, 2007.
- [104] R. H. Hu, M. Y. Sun, and J. K. Lim. Moisture absorption, tensile strength and microstructure evolution of short jute fiber/poly lactide composite in hygrothermal environment. *Materials and Design*, 31(7) :3167–3173, 2010.
- [105] H. N. Dhakal, Z. Y. Zhang, and M. O. W. Richardson. Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites. *Composites Science and Technology*, 67(7-8) :1674–1683, 2007.
- [106] Carter. Harris.G and Kibler. Kenneth.G. Langmuir-type model for anomalous moisture diffusion in composite resins. *Composite Materials*, 12 :118, 1978.
- [107] Berens. A.R and Hopfenberg. H.B. Diffusion and relaxation in glassy polymer powders. separation of diffusion and relaxation parameters. *Polymer*, 19, 1978.
- [108] Guiraldenq. Pierre. *Diffusion dans les métaux*. Sciences de l'ingénieur.
- [109] MatWeb. Overview of materials for high density polyethylene, injection molded (nova chemicals sclair 2909). <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=fce23f90005d4f8e12a1bce53ebdc8>.
- [110] M. Mejri, L. Toubal, J. C. Cuillère, and V. François. Fatigue life and residual strength of a short- natural-fiber-reinforced plastic vs nylon. *Composites Part B : Engineering*, 110 :429–441, 2017.
- [111] J. Saoudi, R. Zitoune, S. Mezlini, S. Gururaja, and P. Seitier. Critical thrust force predictions during drilling : Analytical modeling and x-ray tomography quantification. *Composite Structures*, 153 :886–894, 2016.
- [112] M. Mejri, L. Toubal, J. C. Cuillère, and V. François. Hygrothermal aging effects on mechanical and fatigue behaviors of a short natural-fiber-reinforced composite. *International Journal of Fatigue*, 108 :96–108, 2018.
- [113] Alencar. Bravo, Demagna. Koffi, Lotfi. Toubal, and Fouad. Erchiqui. Life and damage mode modeling applied to plastic gears. *Engineering Failure Analysis*, 58 :113–133, 2015.

-
- [114] U. A. Mannan, M. R. Islam, and R. A. Tarefder. Effects of recycled asphalt pavements on the fatigue life of asphalt under different strain levels and loading frequencies. *International Journal of Fatigue*, 78 :72–80, 2015.
- [115] S. Taheri, L. Vincent, and J. C. Le-Roux. Classification of metallic alloys for fatigue damage accumulation : A conservative model under strain control for 304 stainless steels. *International Journal of Fatigue*, 70 :73–84, 2015.
- [116] L. Toubal, P. Bocher, and A. Moreau. Bimodal dwell-fatigue weibull distribution of forged titanium imi 834. *International Journal of Damage Mechanics*, 24(5) :629–645, 2014.
- [117] Ahmed S. Haidyrah, Joseph W. Newkirk, and Carlos H. Castaño. Weibull statistical analysis of krouse type bending fatigue of nuclear materials. *Journal of Nuclear Materials*, 470 :244–250, 2016.
- [118] Manson. J.A and Hertzberg. R.W. Environment, frequency and temperature effects on fatigue in engineering plastics. *Fatigue in engineering plastics*, 27 :231–240, 1983.
- [119] Michael G. Wyzgoski, John A. Krohn, and Glen E. Novak. Fatigue of fiber-reinforced injection molded plastics. i : Stress-lifetime data. *Polymer Composites*, 25(5) :489–498, 2004.
- [120] Trotignon. J.P, Demdoun. L, and Verdu. J. Fatigue behaviour of mineral filled polyamide 6-6. 1993.
- [121] Yelle. H, Gauvin. R, and Narvaez. G. Flexural fatigue resistance of ultra-high molecular weight polyethylene at ambient and low temperature. *International journal of fatigue*, 7(4) :219–223, 1985.
- [122] S. Migneault, A. Koubaa, P. Perré, and B. Riedl. Effects of wood fiber surface chemistry on strength of wood-plastic composites. *Applied Surface Science*, 343 :11–18, 2015.
- [123] A. Kumar, K. Staněk, P. Ryparová, P. Hajek, and J. Tywoniak. Hydrophobic treatment of wood fibrous thermal insulator by octadecyltrichlorosilane and its influence on hygric properties and resistance against moulds. *Composites Part B : Engineering*, 106 :285–293, 2016.
- [124] M. El Boustani, F. Brouillette, G. Lebrun, and A. Belfkira. Solvent-free acetylation of lignocellulosic fibers at room temperature : Effect on fiber structure and surface properties. *Journal of Applied Polymer Science*, 132(29), 2015.
- [125] H. Bouafif, A. Koubaa, P. Perré, A. Cloutier, and B. Riedl. Analysis of among-species variability in wood fiber surface using drifts and xps : Effects on esterification efficiency. *Journal of Wood Chemistry and Technology*, 28(4) :296–315, 2008.
- [126] A. Awal, S. B. Ghosh, and M. Sain. Thermal properties and spectral characterization of wood pulp reinforced bio-composite fibers. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 99(2) :695–701, 2010.
- [127] O. Gil-Castell, J. D. Badia, T. Kittikorn, E. Strömberg, M. Ek, S. Karlsson, and A. Ribes-Greus. Impact of hydrothermal ageing on the thermal stability,

- morphology and viscoelastic performance of PLA/sisal biocomposites. *Polymer Degradation and Stability*, 132 :87–96, 2016.
- [128] J.C. Cuillière and V. François. Integration of CAD, FEA and topology optimization through a unified topological model. *Computer-Aided Design and Applications*, 11 :493–508, 2014.
- [129] Feng. Wei. *Caractérisation expérimentale et simulation physique des mécanismes de dégradation des interconnexions sans plomb dans les technologies d’assemblage à très forte densité d’intégration "Boitier sur Boitier"*. Université Bordeaux 1, 2010.
- [130] G. Cailletaud and P. Pilvin. Identification and inverse problems : A modular approach. *American Society of Mechanical Engineers, Materials Division*, 43 :33–45, 1993.
- [131] T. Parenteau, G. Ausias, Y. Grohens, and P. Pilvin. Modélisation micromécanique de composites thermoplastique-élastomère. *19 ème Congrès Français de Mécanique*, 2009.
- [132] J.C. Cuillière. *Introduction à la méthode des éléments finis*. DUNOD, 2ème édition, 2016.
- [133] W. Van Paepegem. Degrieck and J. Coupled residual stiffness and strength model for fatigue of fibre-reinforced composite materials. *Composites Science and Technology*, 62(5) :687–696, 2002.

Annexe A

Identification des paramètres

A.1 Modèle de Nouri et al

A.1.1 Identification des paramètres longitudinaux et transversaux

Pour pouvoir déterminer les paramètres longitudinaux, Meraghni et al [82] ont réalisé des essais de fatigue en traction.

Une fois la valeur expérimentale de la variable d'endommagement évaluée à chaque cycle, la détermination des paramètres est effectuée en minimisant la fonction du coût. Cette minimisation est assurée par l'algorithme de Levenberg-Marquardt [82].

La fonction du coût s'exprime par :

$$F(\vec{P}) = \frac{\sum_{n=1}^a [d_i^{num}(\vec{P}) - d_i^{exp}]^2}{\sum_{n=1}^a (d_i^{exp})^2} \quad (\text{A.1})$$

Avec :

- a : Nombre des données expérimentales.
- d_i^{exp} : Variable d'endommagement mesurée expérimentalement.
- d_i^{num} : Variable d'endommagement numérique.
- \vec{P} : Vecteur des paramètres à déterminer.

Une fois les paramètres longitudinaux déterminés, la même procédure est réalisée pour évaluer les paramètres transversales.

A.1.2 Identification des paramètres de cisaillement

Pour déterminer les paramètres de cisaillement, des essais de fatigue en traction sont réalisés sur des échantillons appelés "Meuwissen" [82]. Leurs géométries et leurs dimensions sont mentionnées dans la figure ci-dessous.

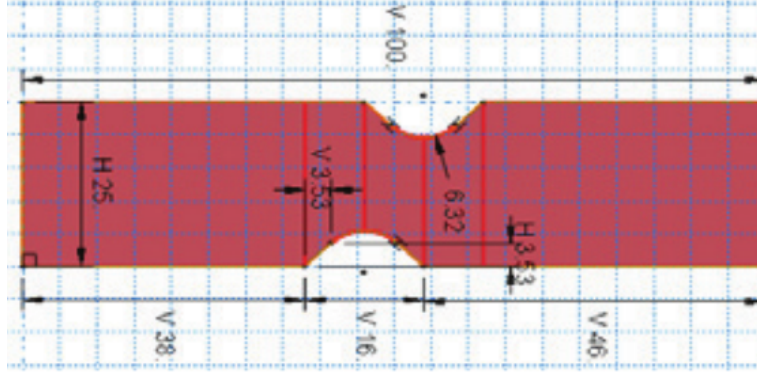


FIGURE A.1 – Échantillon de Meuwissen utilisé pour les essais d'identification [82]

Ces essais permettent de mesurer les champs de déplacement et de déformation, grâce à la méthode de corrélation d'image. La détermination des paramètres de cisaillement est faite en minimisant, d'une manière itérative, la fonction du coût exprimée dans la relation (A.2).

$$F(\vec{P}) = \frac{1}{2} \left[\frac{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \left[\sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{LL}^{exp} - \varepsilon_{LL}^{num})_j^2 \right]_i}{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{LL}^{exp})^2} + \frac{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \left[\sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{TT}^{exp} - \varepsilon_{TT}^{num})_j^2 \right]_i}{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{TT}^{exp})^2} \right] + \frac{1}{2} \left[\frac{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \left[\sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{LT}^{exp} - \varepsilon_{LT}^{num})_j^2 \right]_i}{\sum_{i=1}^{n_{cycle}} \sum_{j=1}^{n_{data}} (\varepsilon_{LT}^{exp})^2} + \sum_{i=1}^{n_{cycle}} \frac{(U_{LL}^{exp} - U_{LL}^{num})^2}{(U_{LL}^{exp})^2} \right] \quad (A.2)$$

A.2 Identification du coefficient de réduction de rigidité dans le modèle de Ba Nghiep et al

Pour une valeur de variable d'endommagement fixée entre 0 et α_{lim} , les composants de la matrice de rigidité sont d'abord déterminés à partir de l'expression (2.22). Ensuite, le coefficient de réduction de rigidité " k_{ij} " est calculé par la relation (2.23).

$$k_{ij} = -\frac{1}{\alpha} Ln \left(\frac{C_{ij}}{C_{ij}^0} \right) \quad (A.3)$$

Les valeurs effectives de " k_{ij} " sont déterminées par la méthode des moindres carrés, dans l'intervalle $[0, \alpha_{lim}]$. Par conséquent, la relation (A.3) peut s'écrire sous la forme $y = -k_{ij}x$, avec :

$$y = Ln \left(\frac{C_{ij}}{C_{ij}^0} \right) \quad x = \alpha \quad (A.4)$$

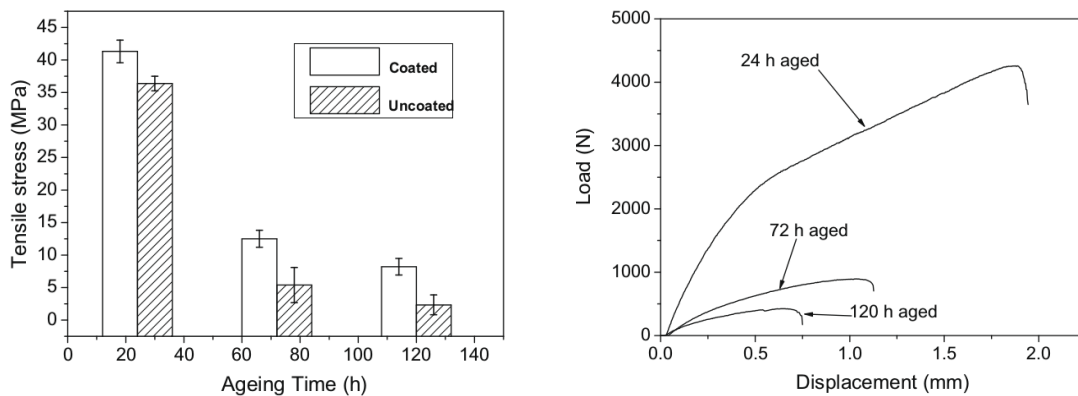
Ainsi, un ajustement de la méthode des moindres carrés peut être appliqué et les valeurs de " k_{ij} " sont données par :

$$k_{ij} = \frac{\sum_{n=1}^m x_n y_n}{\sum_{n=1}^m x_n^2} \quad (A.5)$$

Avec m le nombre de variables d'endommagement proposées dans $[0, \alpha_{lim}]$.

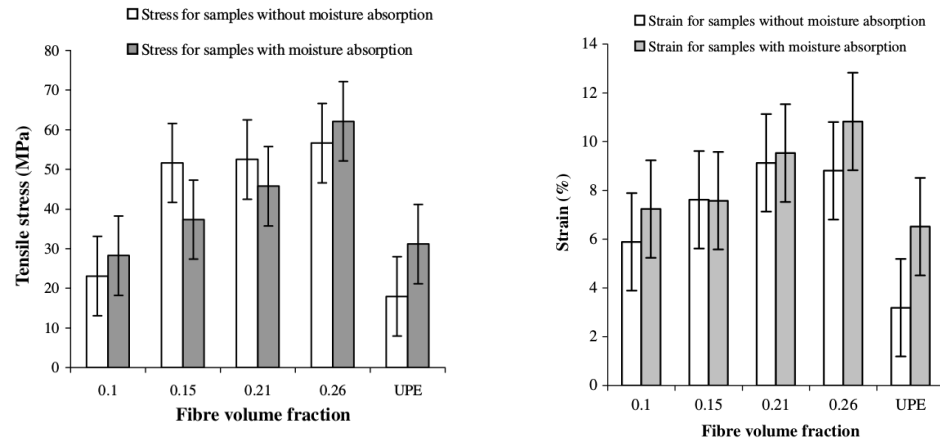
Annexe B

Effet de l'humidité sur le comportement mécanique en traction des composites à fibres naturelles courtes



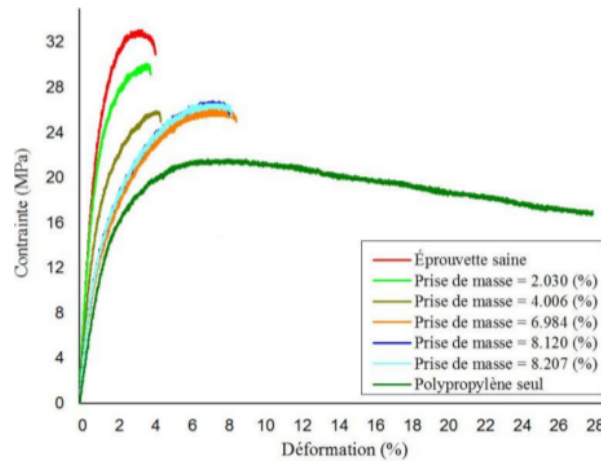
(a) Résistance à la traction en fonction du temps (b) Force-déplacement pour les échantillons du vieillissement hygrométrique vieillis

FIGURE B.1 – Effet de l'humidité sur le comportement quasi-statique en traction du polylactide/fibres de jute [104]

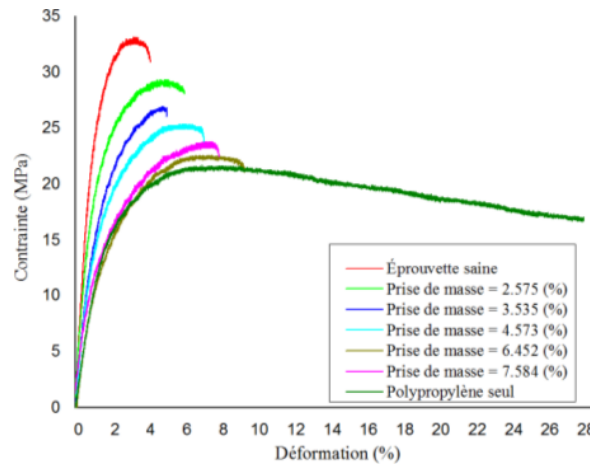


(a) Résistance à la traction en fonction du (b) Déformation à la rupture en fonction
taux de fibres, pour des échantillons vieillis du taux de fibres, pour des échantillons
et non vieillis vieillis et non vieillis

FIGURE B.2 – Effet de l'humidité et du taux de fibres sur le comportement quasi-statique en traction du polyester/fibres de chanvre [105]



(a) Contrainte-déformation en traction monotone d'éprouvettes vieilles à 20 ° C et à différents niveaux de prise de masse, comparées à des courbes de traction d'éprouvette saine et éprouvette en polypropylène seul (sans renfort)



(b) Contrainte-déformation en traction monotone d'éprouvettes vieilles à 80 ° C et à différents niveaux de prise de masse, comparées à des courbes de traction d'éprouvette saine et éprouvette en polypropylène seul (sans renfort)

FIGURE B.3 – Effet de l'humidité et de la température d'immersion sur le comportement quasi-statique en traction du polypropylène/fibres de chanvre [100]

Annexe C

Résultats expérimentaux

C.1 Propriétés mécaniques en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau déterminées à 5 mm/min et 10 mm/min

TABLE C.1 – Propriétés mécaniques en traction du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau, déterminées à des vitesses d'essai égales à 5 mm/min et 10 mm/min

Vitesse d'essai (mm/min)	Échantillons	Module d'Young (GPa)	Contrainte maximale (MPa)	Déformation à la rupture (%)
5	1	3,31	36,31	3,32
	2	3,63	41,63	4,13
	3	3,46	40,90	3,93
	Valeur moyenne	3,47	39,61	3,79
	Écart-Type	0,16	2,88	0,42
	Ratio	0,05	0,07	0,11
10	1	4,02	42,89	3,87
	2	3,85	43,86	3,95
	3	3,74	44,96	4,17
	Valeur moyenne	3,87	43,90	4,00
	Écart-Type	0,14	1,04	0,16
	Ratio	0,04	0,02	0,04

C.2 Endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau sain

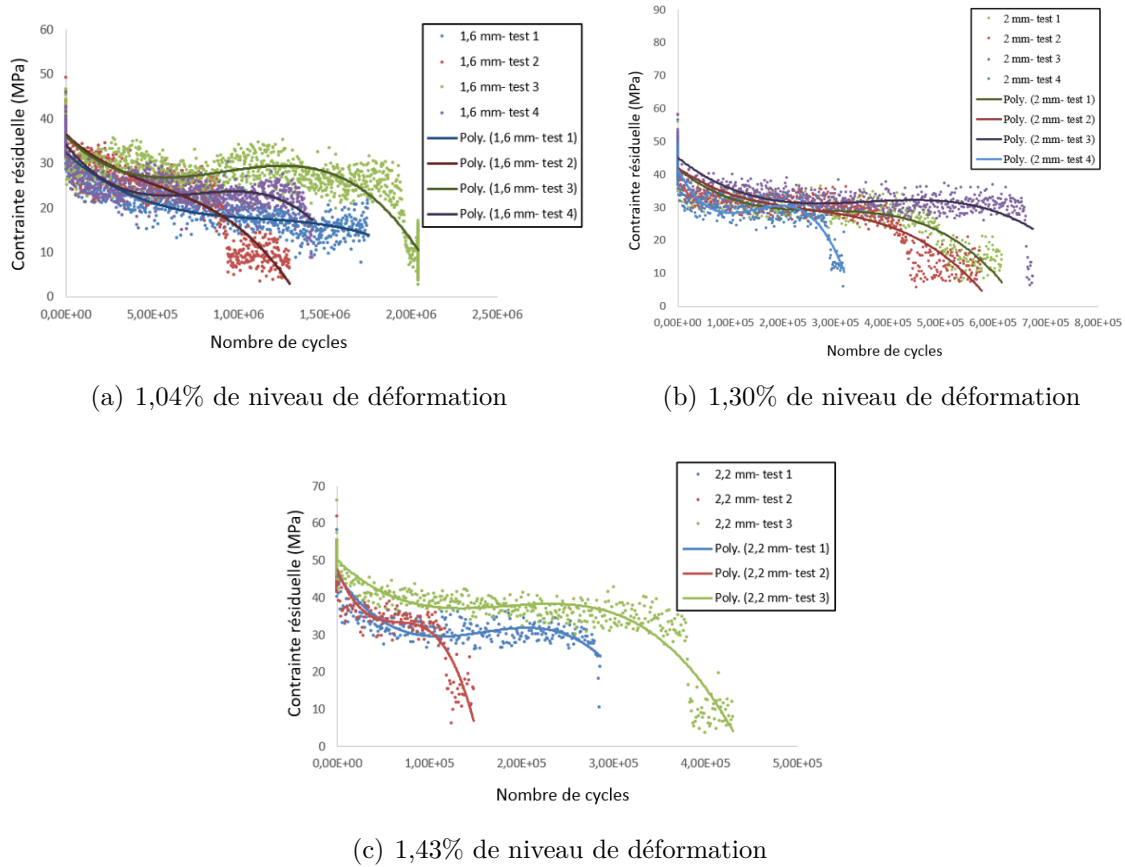
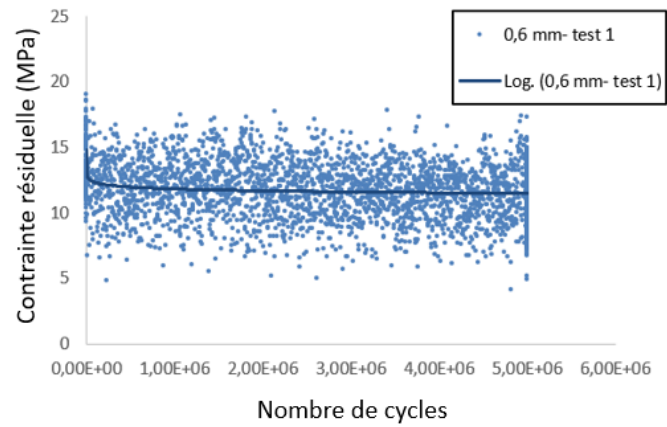
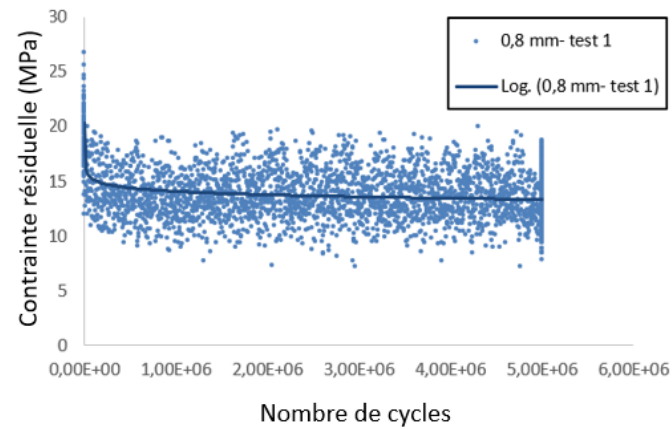


FIGURE C.1 – Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation élevés (Zone I et Zone II)

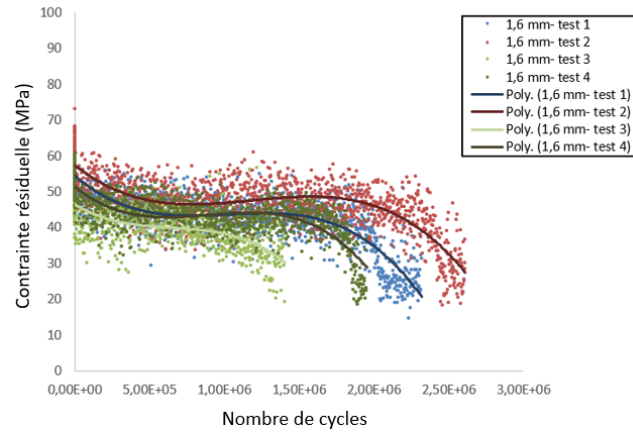


(a) 0,39% de niveau de déformation

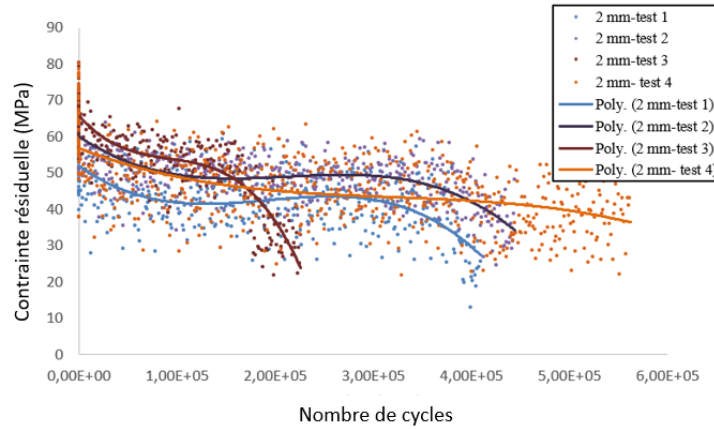


(b) 0,52% de niveau de déformation

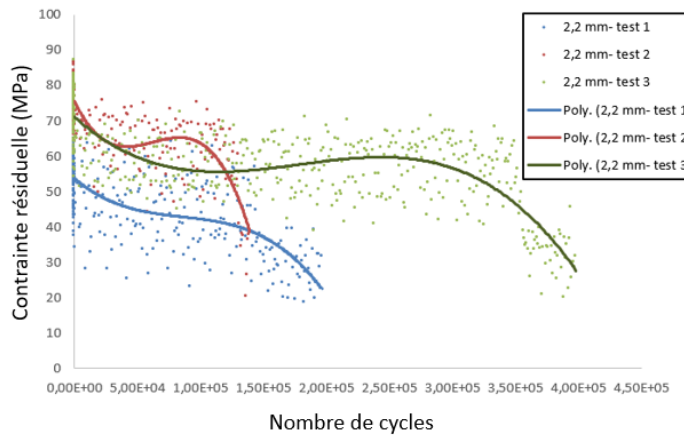
FIGURE C.2 – Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation bas (Zone III)



(a) 1,04% de niveau de déformation

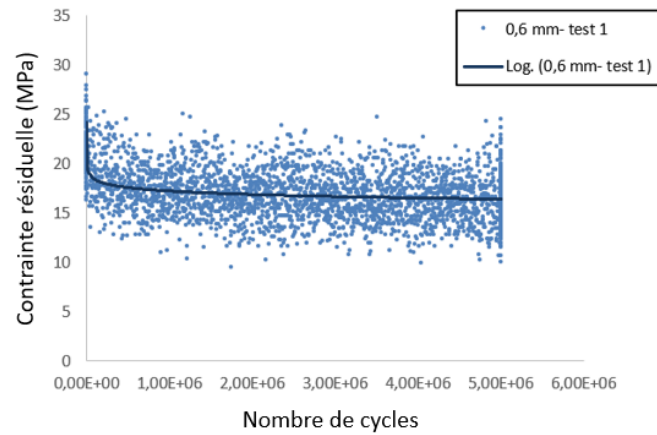


(b) 1,30% de niveau de déformation

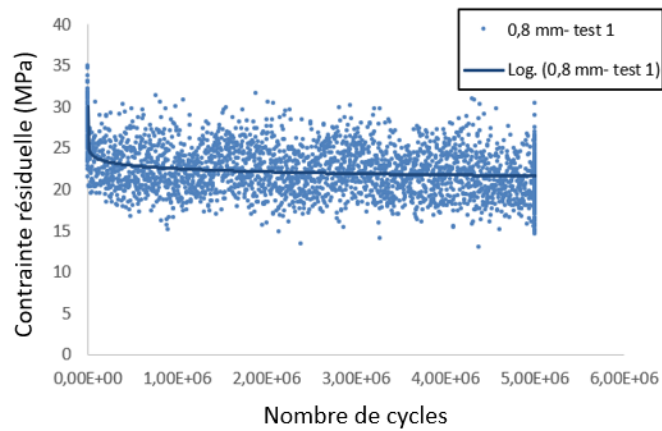


(c) 1,43% de niveau de déformation

FIGURE C.3 – Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz et à des niveaux de déformation élevés (Zone I et Zone II)



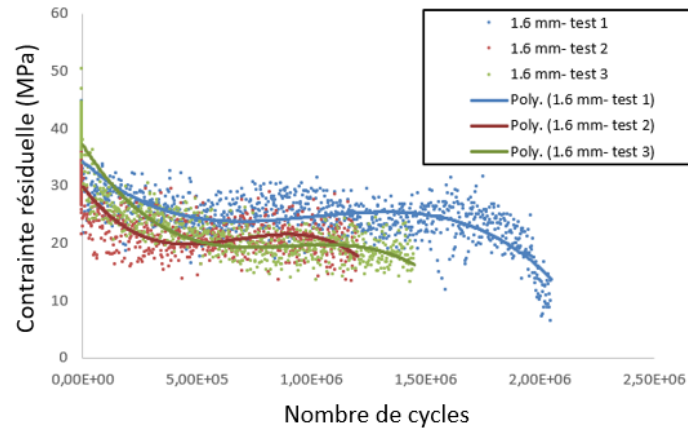
(a) 0,39% de niveau de déformation



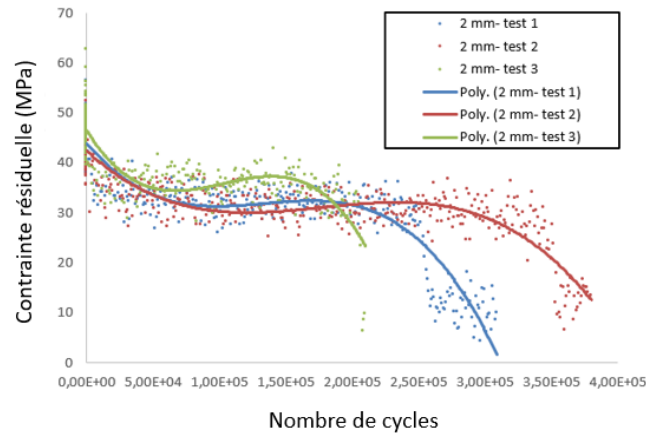
(b) 0,52% de niveau de déformation

FIGURE C.4 – Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz et à des niveaux de déformation bas (Zone III)

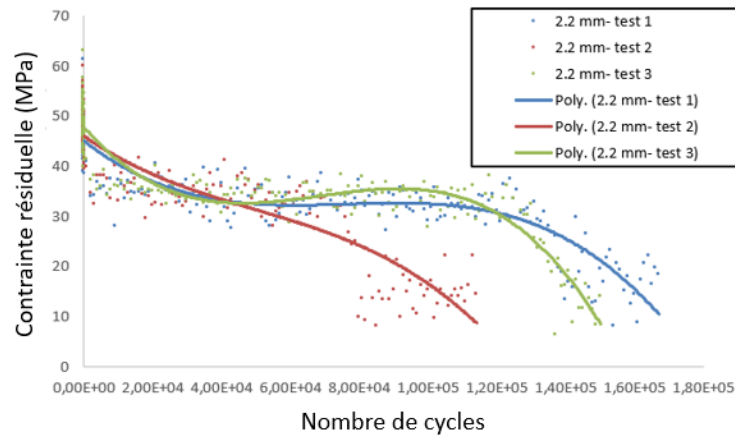
C.3 Endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau vieilli



(a) 1,04% de niveau de déformation



(b) 1,30% de niveau de déformation



(c) 1,43% de niveau de déformation

FIGURE C.5 – Évolutions de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à des niveaux de déformation élevés

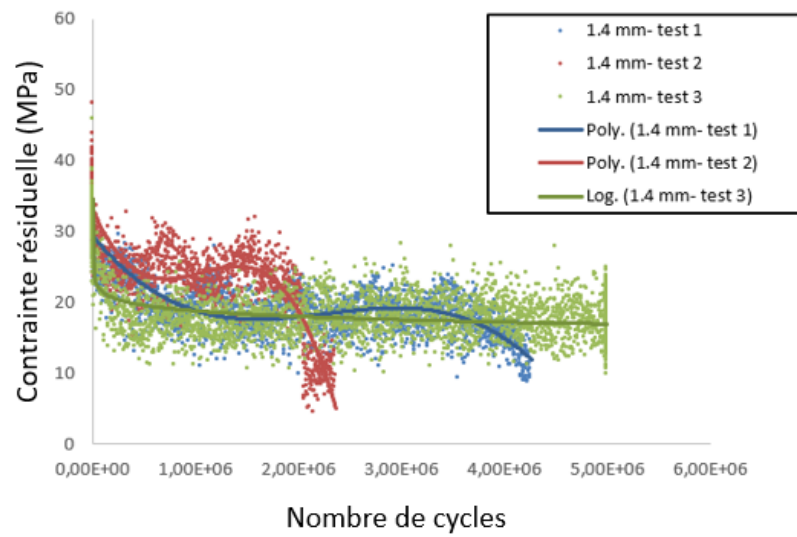
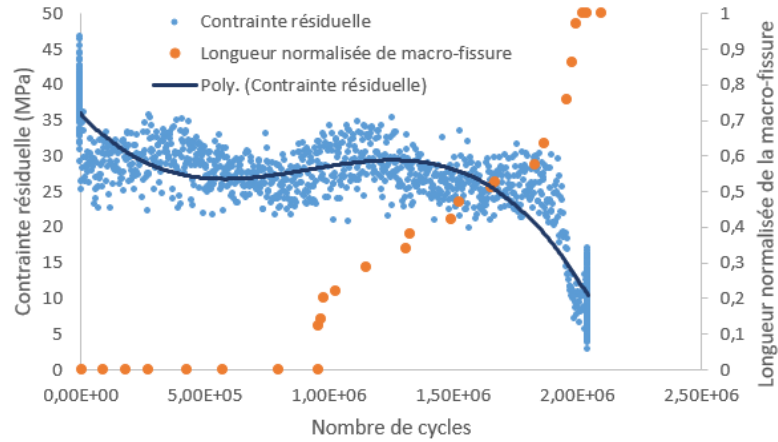
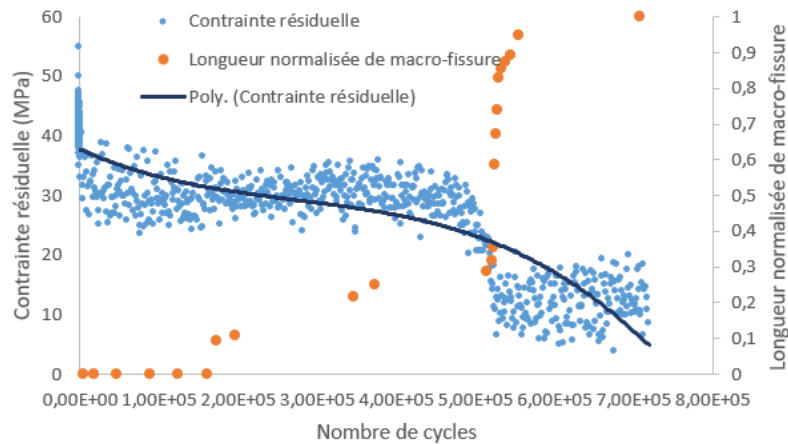


FIGURE C.6 – Évolution de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz et à un niveau de déformation égal à 0,91%

C.4 Évolution de la macro-fissure et de la contrainte résiduelle



(a) Niveau de déplacement égal à 1,6 mm



(b) Niveau de déplacement égal à 1,8 mm

FIGURE C.7 – Évolutions de la longueur normalisée de macro-fissure superposées avec celles de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 10 Hz

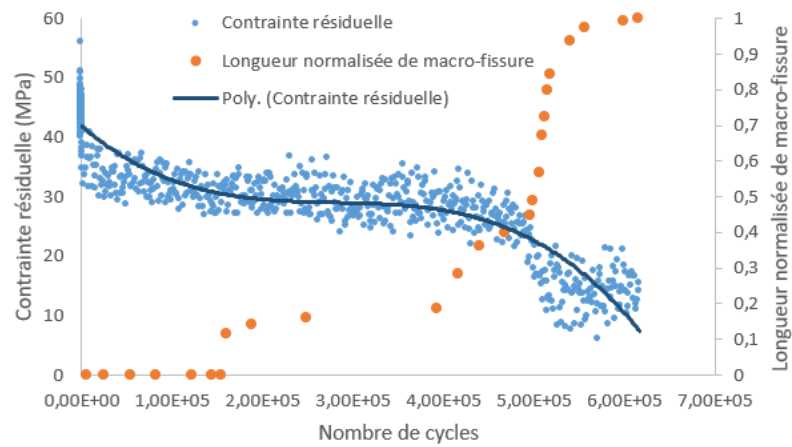
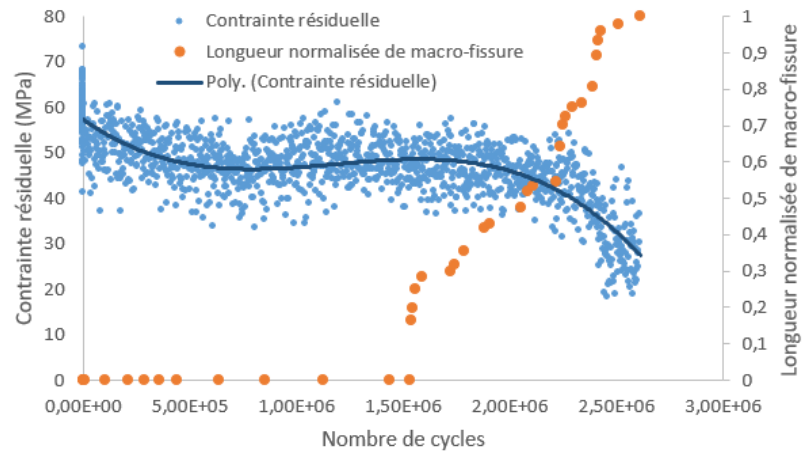
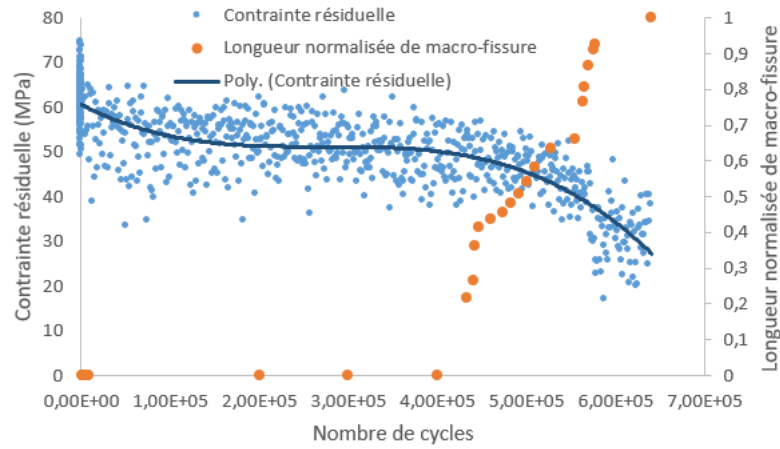


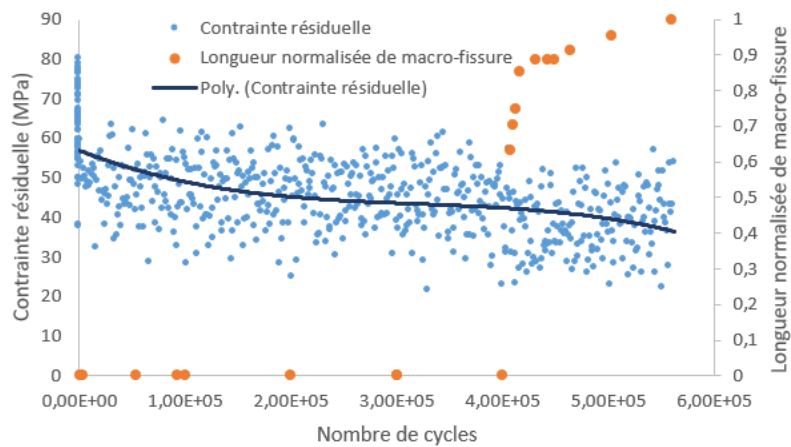
FIGURE C.8 – Évolution de la longueur normalisée de macro-fissure superposée avec celle de la contrainte résiduelle à une fréquence de 10 Hz et un niveau de déplacement de 2 mm



(a) Niveau de déplacement égal à 1,6 mm



(b) Niveau de déplacement égal à 1,8 mm



(c) Niveau de déplacement égal à 2 mm

FIGURE C.9 – Évolutions de la longueur normalisée de macro-fissure superposées avec celles de la contrainte résiduelle à une fréquence égale à 15 Hz

Annexe D

Modélisation numérique

TABLE D.1 – Fonctions d'interpolation et dérivées pour un élément hexaédrique linéaire de référence [132]

i	N_i	$\frac{\partial N_i}{\partial \xi}$	$\frac{\partial N_i}{\partial \eta}$	$\frac{\partial N_i}{\partial \zeta}$
1	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\eta)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\eta)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\eta)$
2	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\eta)(1-\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\eta)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\eta)$
3	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\eta)(1-\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\eta)(1-\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\eta)$
4	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\eta)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\eta)(1-\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\eta)$
5	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\eta)(1+\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\eta)(1+\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1-\eta)$
6	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\eta)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\eta)(1+\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1-\eta)$
7	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\eta)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\eta)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1+\xi)(1+\eta)$
8	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\eta)(1+\zeta)$	$-\frac{1}{8}(1+\eta)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\zeta)$	$\frac{1}{8}(1-\xi)(1+\eta)$

TABLE D.2 – Table d'intégration sur l'hexaèdre de référence [132]

\mathbf{r}	ξ_i	η_i	ζ_i	\mathbf{w}_i	\mathbf{S}
4	0	$\sqrt{\frac{2}{3}}$	$\frac{-1}{\sqrt{3}}$	2	2
	0	$-\sqrt{\frac{2}{3}}$	$\frac{-1}{\sqrt{3}}$	2	
	$-\sqrt{\frac{2}{3}}$	0	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	2	
	$\sqrt{\frac{2}{3}}$	0	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	2	
6	$\frac{1}{\sqrt{6}}$	$\frac{1}{\sqrt{2}}$	$\frac{-1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	3
	$\frac{1}{\sqrt{6}}$	$\frac{-1}{\sqrt{2}}$	$\frac{-1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$\frac{-1}{\sqrt{6}}$	$\frac{1}{\sqrt{2}}$	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$\frac{-1}{\sqrt{6}}$	$\frac{1}{\sqrt{2}}$	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$\frac{-1}{\sqrt{6}}$	$\frac{-1}{\sqrt{2}}$	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$\frac{-1}{\sqrt{6}}$	$\frac{-1}{\sqrt{2}}$	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$-\sqrt{\frac{2}{3}}$	0	$\frac{-1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
	$\sqrt{\frac{2}{3}}$	0	$\frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{3}$	
6	± 1	0	0	$\frac{4}{3}$	3
	0	± 1	0	$\frac{4}{3}$	
	0	0	± 1	$\frac{4}{3}$	
14	$\pm\sqrt{\frac{19}{30}}$	0	0	$\frac{320}{361}$	5
	0	$\pm\sqrt{\frac{19}{30}}$	0	$\frac{320}{361}$	
	0	0	$\pm\sqrt{\frac{19}{30}}$	$\frac{320}{361}$	
	$\pm\sqrt{\frac{19}{33}}$	$\pm\sqrt{\frac{19}{33}}$	$\pm\sqrt{\frac{19}{33}}$	$\frac{121}{361}$	

```

IMPLICIT REAL*8(a-h,o-z)
PARAMETER(ncoef=3,nvobs=2,mpext=1000)
REAL*8 coef(ncoef),vobsex(mpext,nvobs)
CHARACTER*1 deux,cbidon
CHARACTER*12 namess
CHARACTER*16 filcoe
filcoe='diffusion.coe'
namess='PriseMasse'
CALL sid_lircoef(filcoe,ncoef,coef)
c_____mise a jour du code externe
deux=CHAR(50)
ZeRo=0.
Tfin=104.59
D0=1.48e-12
OPEN(54,FILE='courbe_diffusion.txt')
WRITE(54,'(A1)') deux
DO i=IDINT(ZeRo),IDINT(Tfin)
    petitc=FLOAT(i)
    val=D0*coef(1)*EXP(coef(2)*((petitc/Tfin)**coef(3)))
    WRITE(54,777) petitc,val
END DO
CLOSE(54)
c_____faire rouler le code
CALL SYSTEM('./iteration_opti ')
c_____recup des variables obs
OPEN(55,FILE='itere_diff.txt',STATUS='old')
READ(55,*) cbidon
DO isim=1,mpext
    READ(55,*,END=999) c1,c2,vobsex(isim,1),c4,c5,c6,vobsex(isim,2)
END DO
999  npext=isim-1
CLOSE(55)
CALL sid_vobtexp(namess,npext,mpext,nvobs,vobsex)
777  FORMAT(E15.9,1X,E15.9)
END

```

FIGURE D.1 – Interface développée en FORTRAN 77 pour la modélisation de la cinétique de diffusion d’humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau

```
**definition
*source .
/*_____
**modele exterieur
*coefficient
  alpha  0.1
  beta   0.1
  gamma  0.1
/*_____
**essai PriseMasse
**calcul identification
*libre
  alpha
  beta
  gamma
*borne
  gamma min 0.
*comparaison PriseMasse
  deltaM 1.e-03
*optimisation
  0.001 1.e-10 500
**retour
```

FIGURE D.2 – Fichier «.dat» utilisé pour la modélisation de la cinétique de diffusion d’humidité au sein du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau

```
#!/bin/bash

function executer
{
$*
VAR=$?
if (( $VAR )) ; then
    STATUSTXT="ERREUR dans les tests";
    STAT=$VAR;
fi
}
CHEMINCOMPILE=../../exe/app
STATUSTXT="Test sans ERREUR"

echo "*****"
echo "Construction d'un modele de calcul a diffusion variable"
echo "*****"
STAT=$?
executer $CHEMINCOMPILE/mailleur/mailleur_structure.exe -xmin 0 -xmax 63.255 -ymin 0 -ymax 6.18
-zmin 0 -zmax 1.665 -n 300 -m 20 -k 17 -geo -out Eprouvette_coef_var.magic -enregistrer -unite 0.001
-fonction 2
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -fem -in Eprouvette_coef_var.magic -degre 1
#####Definition de la fonction #####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Eprouvette_coef_var.magic -changefonction
-fichier courbe_diffusion.txt -numgeo 1 -numfonction 29
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Eprouvette_coef_var.magic -changefonction
-fichier pasdetemps.txt -numgeo 1 -numfonction 30
#####Propriétés thermiques #####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Eprouvette_coef_var.magic -ccfi
-valeur 28:Kx:29 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 28:Ro:1.00 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 28:Cp:1.00 -numgeo 1
#####conditions aux limites#####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 22:Tn:104.59 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 24:Tn:104.59 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 26:Tn:104.59 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 27:fn:0 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 23:fn:0 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in Eprouvette_coef_var.magic
-valeur 25:fn:0 -numgeo 1
echo "*****"
echo $STATUSTXT
echo "*****"
exit $STAT
```

FIGURE D.3 – Exécutable de construction de la géométrie virtuelle, du maillage et des conditions aux limites

```
#!/bin/bash

function executer
{
$*
VAR=$?
if (( $VAR )) ; then
    STATUSTXT="ERREUR dans les tests";
    STAT=$VAR;
fi
}
CHEMINCOMPILE=../../exe/app
STATUSTXT="Test sans ERREUR"

echo "*****"
echo "Iteration de calcul"
echo "*****"
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve_coef_var.magic -changefonction
-fichier courbe_diffusion.txt -numgeo 1 -numfonction 29
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -calculaster -thermique -in Epreuve_coef_var.magic
-param Epreuve_coef_var.txt
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -gmsh -in Epreuve_coef_var.magic
executer $CHEMINCOMPILE/calculs/calculs.exe -masse -in Epreuve_coef_var.magic -out itere_diff
-Tf 1728000 -Pas 16 -m0 5.33 -Pasvariable 1 -division_pas 1
cp itere_diff.txt itere_diff2.txt
echo "*****"
echo $STATUSTXT
echo "*****"
exit $STAT
```

FIGURE D.4 – Exécutable de calcul éléments finis en diffusion massique

```
P actions make_etude
P mode interactif
P ncpus 1
P rep_trav /tmp/mejri-ericca136-interactif.28839
P version 11.6
A args -max_base 49152
A memjeveux 128.0
A tpmx 7200
F comm /home/mejri/Bureau/Mehdy/dev/testmagic/magic/cas_debug/opti_cond_thermique/test98_mehdy_final/
Epreuve_coef_var.comm D 1
F mail /home/mejri/Bureau/Mehdy/dev/testmagic/magic/cas_debug/opti_cond_thermique/test98_mehdy_final/
Epreuve_coef_var.mail D 20
F mess /home/mejri/Bureau/Mehdy/dev/testmagic/magic/cas_debug/opti_cond_thermique/test98_mehdy_final/
Epreuve_coef_var.mess R 6
F resu /home/mejri/Bureau/Mehdy/dev/testmagic/magic/cas_debug/opti_cond_thermique/test98_mehdy_final/
Epreuve_coef_var.resu R 8
```

FIGURE D.5 – Fichier .export nécessaire pour le fonctionnement de CODE_ASTER


```

CHEMINCOMPILE=../../exe/app
STATUSTXT="Test sans ERREUR"
echo "*****"
echo "Exemple de calcul avec code aster"
echo "*****"
STAT=?
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -stepocc -in Epreuve1_meca.step -unite 0.001
executer $CHEMINCOMPILE/carte/carte.exe -constante -in Epreuve1_meca.magic -out carte.ctt -dg 1.95 -fechantillonnage 20
-festimation 20
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone1.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone2.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone3.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone4.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone5.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone6.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in Epreuve1_meca.magic -importefonction -fichier courbe_zone7.txt -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mailleur/mailleur.exe -front -in Epreuve1_meca.magic -out test.magic -carte carte.ctt -niveau 3
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -fem -in test.magic -nummai 222 -degre 2
#####Proprietes mecaniques#####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:nu:0.46 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:Ro:10.37e02 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:1 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:2 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:3 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:4 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:5 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:6 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -ccf -valeur 2:cm:7 -numgeo 1
#####conditions aux limites#####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 27:Dx:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 19:Dx:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 26:Dx:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 27:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 19:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 26:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 13:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 10:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 12:Dz:0.000000 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 19:Dy:0.000000 -numgeo 1
#####Chargements#####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 77:Dz:0.0006 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 67:Dz:0.0006 -numgeo 1
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -ccf -in test.magic -valeur 76:Dz:0.0006 -numgeo 1
#####generation fichier calcul fatigue#####
executer $CHEMINCOMPILE/calculs/calculs_damage.exe -gen_fichiercalcul -fichiercalcul fichier_params.txt
echo "*****"
echo $STATUSTXT
echo "*****"
exit $STAT

```

FIGURE D.6 – Exécutable de construction du modèle géométrique, du maillage et des conditions aux limites

```

IMPLICIT REAL*8(a-h,o-z)
PARAMETER(ncoef=2,nvobs=2,mpext=1000)
REAL*8 coef(ncoef),vobsex(mpext,nvobs)
CHARACTER*1 deux,cbidon
CHARACTER*12 namess
CHARACTER*16 filcoe
filcoe='resistance.coe'
namess='resistance'
c_____CALL sid_lircoef(filcoe,ncoef,coef)
c_____faire rouler le code
CALL SYSTEM('./iteration ')
c_____recup des variables obs
OPEN(55,FILE='resistancenum.txt',STATUS='old')
READ(55,*) cbidon
DO isim=1,mpext
READ(55,*,END=999) vobsex(isim,1),vobsex(isim,2)
END DO
999 npext=isim-1
CLOSE(55)
CALL sid_vobtexp(namess,npext,mpext,nvobs,vobsex)
777 FORMAT(E15.9,1X,E15.9)
END

```

FIGURE D.7 – Interface développée en FORTRAN 77 pour la modélisation de l'endommagement par fatigue du PEHD/40%wt de fibres courtes de bouleau

```
#!/bin/bash

function executer
{
$*
VAR=$?
if (( $VAR )) ; then
    STATUSTXT="ERREUR dans les tests";
    STAT=$VAR;
fi
}
CHEMINCOMPILE=../../exe/app
STATUSTXT="Test sans ERREUR"
echo "*****"
echo "Exemple de calcul avec code aster"
echo "*****"
STAT=$?
#####Calcul aster#####
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone1.txt
-numgeo 1 -numfonction 215
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone2.txt
-numgeo 1 -numfonction 216
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone3.txt
-numgeo 1 -numfonction 217
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone4.txt
-numgeo 1 -numfonction 218
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone5.txt
-numgeo 1 -numfonction 219
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone6.txt
-numgeo 1 -numfonction 220
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -in test.magic -changefonction -fichier courbe_zone7.txt
-numgeo 1 -numfonction 221
executer $CHEMINCOMPILE/calculs/calculs_damage.exe -fatigue -in test.magic -fichiercalcul fichier_params.txt
-param param_aster.txt -coderesu 00001000
cp resistancenum.txt resistancenum1.txt
executer $CHEMINCOMPILE/mgoperation/mgoperation.exe -gmsh -in test.magic -correspondance
echo "*****"
echo $STATUSTXT
echo "*****"
exit $STAT
```

FIGURE D.8 – Exécutable de calcul éléments finis en élasticité non linéaire

```
Nmax = 5000000.0 //Nombre de cycles maximal
nombreclasse = 800.0 //Nombre de classe dans le calcul de la frequence cumulative
valx = 63.275 //coordonnee 1 du point localisant un element 3D
valy = -6.22 //coordonnee 2 du point localisant un element 3D
valz = 0.0 //coordonnee 3 du point localisant un element 3D
sigmamax = 34.35E+06 //Contrainte maximale dans un essai de traction
alpha = 0.6473738171 //parametre 1 du modele qui definie la courbe de traction
beta = -2.096345371 //parametre 2 du modele qui definie la courbe de comportement
nomb = 13.0 //Nombre de points dans la courbe de comportement
epsilonint = 0.002 //Premiere deformation dans la courbe de comportement
E = 3.38E+09 //Module Young
nbrniveau = 4.0 //Nombre de niveau
position = 2.0 //Coordonnee du noeud selon laxe perpendiculaire au plan qui contient une face de l element
se trouvant dans la boite
valeur_position = 0.0 //Position du plan contenant une face de l element se trouvant dans la boite
nomb_noeud = 6.0 //Nombre de noeuds appartenant au plan qui contient une face de l element se trouvant dans la boite
```

FIGURE D.9 – Fichier définissant les différents paramètres nécessaires pour la simulation d'un essai de fatigue en flexion 3 points